

Untersuchung ternärer und quaternärer
Systeme des Titans zur Entwicklung
technisch verwendbarer Gußlegierungen

von
Angelika Seibold

Erlangen 1979

1979 № 342



Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41546222_0019

Untersuchung ternärer und quaternärer Systeme des Titans zur Entwicklung technisch verwendbarer Gußlegierungen

Dem Fachbereich Ingenieurwissenschaften
der Universität Erlangen-Nürnberg
zur Erlangung des Grades
Doktor - Ingenieur

vorgelegt von
Angelika Seibold

Erlangen 1979



Als Dissertation genehmigt vom
Fachbereich Ingenieurwissenschaften
der Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der Einreichung: 26.06.1979

Tag der Promotion : 09.11.1979

Dekan : Prof. Dr. H. Niemann

Berichterstatter : Prof. Dr. U. Zwicker

Prof. Dr. M. v. Heimendahl

Inhaltsverzeichnis

	Seite
1. Einleitung	1
2. Kenntnisstand	3
2.1 Mehrstoffsysteme des Titans und mechanische Eigenschaften einiger Knetlegierungen aus dem Bereich dieser Systeme	4
2.2 Titangußwerkstoffe	10
2.2.1 Schmelzen und Gießen von Titan und Titanlegierungen	10
2.2.2 Fließvermögen und mechanische Eigenschaften von Titangußlegierungen	11
2.2.3 Entwicklung niedrigschmelzender Titangußlegierungen	13
2.3 Einfluß von Bor auf die mechanischen Eigenschaften von Titanlegierungen	13
3. Problemstellung und Lösungswege	15
4. Versuchswerkstoffe, Probenherstellung und Untersuchungsmethoden	17
4.1 Erschmelzen der Legierungen im Lichtbogenofen	17
4.2 Probenherstellung und Wärmebehandlung	18
4.3 Untersuchungsmethoden	18
4.3.1 Metallographische Untersuchung und Härtemessung	19
4.3.2 Röntgenographische Untersuchung	19
4.3.3 Elektronenstrahlmikroanalyse (EMA), Raster- und Transmissionselektronenmikroskopie	19
4.3.4 Prüfung der mechanischen Eigenschaften und des Dauerschwingverhaltens	20
4.3.5 Bestimmung des Fließvermögens von Titanlegierungen	20
5. Versuchsergebnisse	23
5.1 Niedrigschmelzende Titanlegierungen	23
5.1.1 Gefüge, Härte und Fließvermögen der eutektischen Legierungen TiFe32.3, TiNi28.5 und TiNi28.5Cu2 und Umformverhalten von TiFe32	23

	Seite
5.1.2 Einfluß von Ag-, B- und Si-Zusätzen auf die Härte von Ti-Fe-Legierungen und Schmelzgleichgewichte in der titanreichen Ecke der Systeme Ti-Ag-Fe, Ti-B-Fe und Ti-Fe-Si	25
5.2 Einfluß von Borzusätzen auf Gefüge, mechanische Eigenschaften, Schwingverhalten und Fließvermögen von Ti-Al-Fe-Legierungen	27
5.2.1 Gefüge und Härte von Ti-Al-Fe-B-Legierungen und Phasengleichgewichte in der titanreichen Ecke des Systems Ti-Al-Fe-B	27
5.2.2 Mechanische Eigenschaften von Ti-Al-Fe-B-Legierungen	31
5.2.3 Schwingverhalten von Ti-Al-Fe-B-Legierungen	33
5.2.4 Einfluß eines Borzusatzes auf das Fließvermögen von TiAl5Fe2.5	34
5.3 Titan-Aluminium-Legierungen mit Gehalten an Co, Cr, Cu, Fe, Mn und Ni	35
5.3.1 Schmelzgleichgewichte im ternären System Ti-Al-Co	35
5.3.2 Schmelzgleichgewichte im quaternären System Ti-Al-Cu-Fe	38
5.3.3 Gefüge und mechanische Eigenschaften von Titanlegierungen mit 5 Gew.-% Al und ca. 2.5 Gew.-% Co, Cr, Cu, Co+Fe, Cu+Fe, Fe, Mn und Ni	43
5.3.4 Fließvermögen von Titanlegierungen mit 5 Gew.-% Al und ca. 2.5 Gew.-% Co, Cr, Cu, Co+Fe, Cu+Fe, Fe, Mn und Ni	45
6. Diskussion der Ergebnisse	48
6.1 Schmelzgleichgewichte in ternären und quaternären Legierungssystemen des Titans	48
6.2 Einfluß eines Borzusatzes auf die mechanischen Eigenschaften von Ti-Al-Fe-Legierungen	50
6.3 Zusammenhang zwischen Legierungszusammensetzung, Gießverhalten und mechanischen Eigenschaften von Titanlegierungen	52
7. Zusammenfassung	55
Literaturverzeichnis	58
Tabellen	63
Abbildungen	76

1. Einleitung

Meist enthalten technisch wichtige Titanlegierungen neben Sauerstoff, Stickstoff und Wasserstoff zwei oder auch mehr Legierungselemente. In vielen Fällen ist eines dieser Elemente Aluminium, wie z.B. bei den Legierungen TiAl5Sn2.5 , TiAl4Mn4 , TiAl6V4 oder TiAl7Mo4 . Je nach der Umformungs- oder Wärmebehandlungstemperatur werden in diesen Legierungen unterschiedliche Mikrogefüge eingestellt, die die mechanischen Eigenschaften in einem weiten Bereich beeinflussen. Um eine Vorhersage über die Phasenbestandteile des Gefüges machen zu können, ist eine Kenntnis der Gleichgewichtszustände der Phasen notwendig, die bei den genannten Dreistofflegierungen durch ternäre Systeme beschrieben werden. Eine zweidimensionale und somit leicht verständliche Darstellung der Phasengleichgewichte wird hier durch isotherme bzw. Konzentrationsschnitte erreicht. Enthalten die Titanlegierungen mehr als zwei Legierungselemente, so werden die Beziehungen zwischen den einzelnen Phasen schwerer durchschaubar. In einem Vierstoffsystem führt bereits die isotherme Angabe von Phasengleichgewichten zu einer räumlichen Darstellung innerhalb eines Konzentrationstetraeders, dessen Ecken die einzelnen Komponenten und dessen Seitenflächen vier ternäre Systeme bilden. Zur experimentellen Bestimmung von Schmelzgleichgewichten oder Gleichgewichten im festen Zustand in einem Vierstoffsystem wird das Konzentrations-tetraeder durch Schnitte von einer Ecke zu zwei gegenüberliegenden Kanten oder parallel zu einer Seitenfläche in Flächen zerlegt, die quasiternären Konzentrationsdreiecken entsprechen. Damit können die Phasenbeziehungen bei konstanter Temperatur zweidimensional eingezeichnet werden. Durch Zusammensetzen der quasiternären isothermen Schnitte erhält man dann Phasenräume, die die Gleichgewichte innerhalb des Vierstoffsystems für eine bestimmte Temperatur angeben. Die Temperaturabhängigkeit der Phasengleichgewichte läßt sich bei Konstanthaltung von zwei Legierungselementen ermitteln und zweidimensional darstellen. Bei Gußlegierungen sind die Schmelzgleichgewichte maßgebend für die Ge-

fügeausbildung, da wegen der raschen Abkühlung aus der Schmelze Phasenumsetzungen im festen Zustand und Segregationen aus den Mischkristallen meist unterdrückt werden. Es sollten deshalb die Schmelzgleichgewichte in einigen ternären und einem quaternären Legierungssystem des Titans untersucht und das Gießverhalten von Legierungen aus dem Bereich dieser Systeme ermittelt werden. Ferner sollte der Einfluß von Borzusätzen auf Gefüge und mechanische Eigenschaften von Titangußlegierungen geprüft werden.

2. Kenntnisstand

Seit einigen Jahren wird versucht, binäre und ternäre Legierungssysteme mit Hilfe der Stabilitätsparameter ΔH und ΔS zu berechnen. In den Fällen, in denen sich keine intermetallische Phase bildet, findet sich meist eine gute Übereinstimmung zwischen den berechneten und den experimentell bestimmten Phasengrenzlinien¹⁾²⁾. Die Schmelzgleichgewichte und Gleichgewichte im festen Zustand in den technisch wichtigen Dreistoffsystemen des Titans wurden experimentell durch Aufschmelzversuche und durch metallographische, röntgenographische und thermische Analyseverfahren ermittelt. In einigen Systemen wurde die Bildung einer oder mehrerer ternärer intermetallischer Verbindungen beobachtet, die vielfach eine hohe Härte aufweisen und deshalb als Gefügebestandteil technischer Titanlegierungen unerwünscht sind. Eine Aushärtung des α -Titanmischkristalles durch Ausscheidung einer ternären intermetallischen Phase wurde bisher nicht beobachtet.

Im folgenden wird ein Überblick über die mechanischen Eigenschaften von technischen Titanknetlegierungen, die aus dem Bereich der Mehrstoffsysteme des Titans entwickelt wurden, gegeben, um einen Vergleich mit den im Rahmen dieser Arbeit ermittelten Festigkeits- und Formänderungskennwerten von Titangußlegierungen unterschiedlicher Zusammensetzung zu ermöglichen. Einige dieser Legierungen wie TiAl6V4 , TiAl5Sn2.5 und TiAl6V6Sn2 werden heute auch zu Gußteilen verarbeitet. Über ihr Fließvermögen und ihre mechanischen Eigenschaften im Gußzustand wird ebenso berichtet wie über die mechanischen Eigenschaften neuentwickelter, niedrigschmelzender Titangußwerkstoffe. Da Titanlegierungen geringe Zusätze von Bor enthalten können, wird dessen Einfluß auf Gefüge und mechanische Kennwerte erläutert.

2.1 Mehrstoffsysteme des Titans und mechanische Eigenschaften einiger Knetlegierungen aus dem Bereich dieser Systeme

Die meisten der technisch wichtigen Titanknetlegierungen enthalten als Legierungskomponente Aluminium neben Chrom, Mangan, Molybdän, Zinn oder Vanadium. Aus isothermen und Konzentrationsschnitten der Dreistoffsysteme Ti-Al-Cr³⁾⁴⁾, Ti-Al-Mn⁵⁾, Ti-Al-Mo⁶⁾, Ti-Al-Sn⁷⁾ und Ti-Al-V^{4)8)8a)} können die Phasengleichgewichte für verschiedene Umform- bzw. Wärmebehandlungstemperaturen abgelesen werden, die die mechanischen Eigenschaften einer Legierung in starkem Maße beeinflussen. So beobachtet man in der Legierung TiAl₂2.42Mn₂75 nach einer 4-stündigen Glühung bei 850 °C und Wasserabschreckung $\alpha + \alpha'$ -Gefüge, während nach einer 2-stündigen Glühung bei 900 °C und Ofenabkühlung $\alpha + \beta$ -Gefüge auftritt. Diese unterschiedlichen Gefügestände spiegeln sich auch in unterschiedlichen Festigkeits- und Formänderungskennwerten wider: nach der erstgenannten Wärmebehandlung wird eine Zugfestigkeit von 990 N/mm² gemessen, nach der zweiten 760 N/mm², während die Dehnung von 18 auf 25 % und die Brucheinschnürung von 40 auf 48 % zunimmt⁹⁾. Auch bei den bekanntesten Titanknetlegierungen, TiAl₅Sn_{2.5} und TiAl₆V₄, werden die mechanischen Eigenschaften durch verschiedene Wärmebehandlungen und zusätzlich durch unterschiedliche Gehalte an Sauerstoff variiert. Der amerikanischen ASTM-Norm entsprechend soll eine geglühte Probe aus TiAl₅Sn_{2.5} bei Raumtemperatur eine Festigkeit von 875 N/mm² erreichen, mit geringem O₂-Gehalt, der für den Einsatz bei tiefen Temperaturen notwendig ist, nur 820 N/mm², wobei die Dehnung in beiden Fällen 16 % betragen muß. Nach einer Glühung soll die Legierung TiAl₆V₄ gemäß dieser Normvorschrift eine Zugfestigkeit von 1010 N/mm², eine Dehnung von 14 % und eine Brucheinschnürung von 30 % besitzen. Demgegenüber kann durch Lösungsglühung und Auslagerung die Festigkeit auf 1190 N/mm² erhöht werden; die Dehnung nimmt auf 10 % ab¹⁰⁾. Eine fast ebenso hohe Zugfestigkeit, 1110 N/mm², findet man bei einer Legierung mit 5 Gew.-% Al und 3 Gew.-% Cr, die bei 950 °C/H₂O im $\alpha + \beta$ -Gebiet geglüht worden war. Dehnung und Einschnürung sind mit 5.7 bzw. 8.4 %

jedoch weitaus geringer als bei der ausgehärteten Legierung TiAl6V4, deren Brucheinschnürung noch 25 % betragen soll⁴⁾¹⁰⁾. Als Vertreter der technischen Knetlegierungen aus dem Bereich des ternären Systems Ti-Al-Mo sei die Legierung TiAl7Mo4 genannt, die nach einer Lösungsglühung und Auslagerung bei einer Prüftemperatur von 400 °C noch eine Festigkeit von 860 und eine Streckgrenze von 730 N/mm² im Vergleich zu bei Raumtemperatur gemessenen Werten von 1120 bzw. 1050 N/mm² aufweist¹⁰⁾. In keinem dieser bisher beschriebenen Systeme wird die Bildung einer ternären intermetallischen Verbindung beobachtet. Im System Ti-Al-Mo kann sich bei einem Aluminiumgehalt von etwa 5 - 25 Gew.-% und einem Molybdängehalt von 30 - 65 Gew.-% eine spröde Überstruktur der β -Phase vom CsCl-Typ bilden, die die Kaltumformbarkeit dieser Legierungen sehr stark herabsetzt⁶⁾. In den Systemen Ti-Al-Be, Ti-Al-Co, Ti-Al-Cu, Ti-Al-Fe und Ti-Al-Ni wurden dagegen mehrere ternäre intermetallische Phasen gefunden. Im System Ti-Al-Be treten zwei Verbindungen der ungefähren Zusammensetzung TiAlBe und Ti₅Al₈Be₂ auf¹¹⁾¹²⁾; ihre Struktur wurde noch nicht aufgeklärt. Untersuchungen der Schmelzgleichgewichte und der Gleichgewichte im festen Zustand im System Ti-Al-Co ergaben, daß eine ternäre Phase $\theta = \text{Ti}_{1+x}\text{Al}_{2-x}\text{Co}$ auftritt, die im Konzentrationsbereich zwischen Ti₂AlCo bis TiAl₂Co existiert¹³⁾¹⁴⁾. Eine lückenlose Mischkristallreihe (Ti,Al)Co soll sich von der Verbindung TiCo im binären System Ti-Co ausgehend bis zu der Verbindung AlCo im binären System Al-Co erstrecken. Der Gitterparameter des kubischen ternären Mischkristalls soll dabei von $a = 2.995 \text{ \AA}$ ¹⁵⁾¹⁶⁾ bei TiCo auf $a = 2.862 \text{ \AA}$ ¹⁷⁾ bei AlCo abnehmen. Sowohl in der intermetallischen Verbindung θ wie auch im ternären Mischkristall (Ti,Al)Co sollen die Titan- und Aluminiumatome gegeneinander austauschbar sein¹⁴⁾. Im Bereich dieses Mischkristalls wurde jedoch in einer anderen Untersuchung eine zweite ternäre intermetallische Verbindung der Zusammensetzung TiAlCo₂ mit kubischer Struktur vom Heusler-Typ und einer Gitterkonstanten $a = 5.847 \text{ \AA}$ beobachtet¹⁸⁾. Aus dem Bereich des ternären Systems Ti-Al-Co wurde eine gut warmumformbare Knetlegierung mit 6 Gew.-% Al und 2 Gew.-% Co entwickelt, die nach

Verformung bei 900 °C im $\alpha+\beta$ -Gebiet und Wärmebehandlung im Gebiet des α -Titanmischkristalls (unterhalb 800 °C) bei Raumtemperatur eine Zugfestigkeit von 900 N/mm², eine Bruchdehnung von 10 % und eine Brucheinschnürung von 17 % aufweist. Bei einer Prüftemperatur von 500 °C beträgt die Festigkeit noch 600 N/mm², die Dehnung steigt auf 25 %. Der Zusatz von Kobalt ist auf etwa 2 Gew.-% begrenzt, da durch die Verbreiterung des Schmelzintervalls mit steigendem Kobaltgehalt Kobaltseigerungen begünstigt werden¹⁹⁾. Die Untersuchung der Schmelzgleichgewichte und der Gleichgewichte im festen Zustand im System Ti-Al-Cu ergab, daß von den beobachteten drei ternären intermetallischen Verbindungen keine mit dem α -Titanmischkristall im Gleichgewicht steht²⁰⁾. Eine Aushärtung dieses Mischkristalls mit einer ternären Phase ist somit nicht möglich. Die stöchiometrische Zusammensetzung dieser drei ternären Verbindungen ist TiAlCu₂ (T₁), TiAlCu (T₂) bzw. Ti₂Al₅Cu (T₃). T₁ besitzt eine kubische Struktur vom Heusler-Typ mit einer Gitterkonstanten von $a = 6.01 \text{ \AA}$, T₂ die kubische Li₂-Struktur mit $a = 3.927 \text{ \AA}$. Die ternäre Phase TiAlCu weist die hexagonale MgZn₂-Struktur mit einer Gitterkonstanten von $a = 5.00 \text{ \AA}$ und einem Achsenverhältnis $c/a = 1.62$ auf. Die Härte der beiden kubischen Verbindungen ist mit 433 HV10 bzw. 221 HV10 deutlich geringer als die der hexagonalen Phase mit 673 HV10. In einer anderen Arbeit²¹⁾ waren diese intermetallischen Verbindungen mit denselben Gitterparametern ebenfalls beobachtet worden. Zusätzlich wurden hier die Verbindungen Ti₄CuAl₁₁ vom DO₂₃-Typ mit $a = 3.901 \text{ \AA}$ und $c = 16.6 \text{ \AA}$ und Ti₈CuAl₂₃ mit $a = 3.848 \text{ \AA}$ und $c = 33.61 \text{ \AA}$ gefunden. Titanreiche Dreistofflegierungen aus dem Bereich dieses Systems weisen günstige Eigenschaften auf. Im Vergleich zu der im Flugzeugbau eingesetzten technischen binären Legierung TiCu₂ wird durch einen Aluminiumzusatz von 5 Gew.-% die Zugfestigkeit bei Raumtemperatur von 700 auf 960 N/mm² erhöht, die Einschnürung von 42 auf 30 % und die Bruchdehnung von 16 auf 9 % vermindert. Bei einer Prüftemperatur von 400 °C findet man bei der Zweistoff-Legierung eine Festigkeit von 480 N/mm², bei der Dreistofflegierung dagegen eine

Festigkeit von 725 N/mm^2 . Die Bruchdehnung betrug bei beiden Proben 9 %. Während sich die aluminiumfreie Legierung bei einer Temperatur von 400°C unter einer Spannung von 294 N/mm^2 nach 1000 h um 2 % bleibend verformt, ist das Kriechverhalten einer Legierung mit 6 Gew.-% Aluminium unter den gleichen Bedingungen mit einer bleibenden Dehnung von 0.1 % wesentlich günstiger²²⁾.

Im System Ti-Al-Fe konnten zusätzlich zu zwei früher beobachteten²³⁾ zwei weitere ternäre intermetallische Verbindungen ermittelt werden²⁴⁾. Die stöchiometrischen Zusammensetzungen dieser vier Phasen sind TiAlFe_2 (T_1), TiAlFe (T_2), TiAl_2Fe (T_3) und $\text{Ti}_8\text{Al}_{22}\text{Fe}_3$ (T_4). T_2 besitzt die hexagonale MgZn_2 -Struktur mit $a = 4.95 \text{ \AA}$ und $c/a = 1.62$. Die drei anderen Verbindungen konnten kubischen Strukturen zugeordnet werden. T_1 kristallisiert nach dem Heusler-Typ mit $a = 5.81 \text{ \AA}$. T_3 ist kubisch-flächenzentriert, die Gitterkonstante beträgt $a = 11.82 \text{ \AA}$ ²⁴⁾ bzw. $a = 11.99 \text{ \AA}$ ²³⁾. Die intermetallische Verbindung T_4 besitzt eine L_{12} -Struktur; die Gitterkonstante ist $a = 3.93 \text{ \AA}$ ²⁴⁾ bzw. $3.981 \text{ \AA}$ ²³⁾. Wegen der im festen Zustand ablaufenden Umsetzung von $8 + T_2 + \gamma_{\text{TiAl}}$ -Mischkristall + TiFe kann eine Ausscheidungshärtung des α -Titanmischkristalls durch T_2 nicht erfolgen. Durch einen Eisenzusatz kann die Zugfestigkeit gegenüber binären Ti-Al-Legierungen erhöht werden. Während die Zugfestigkeit der Legierung TiAl6 740 N/mm^2 beträgt, weist TiAl4.5Fe1.5 eine Zugfestigkeit von 880 N/mm^2 bei RT auf. Allerdings vermindert sich durch diesen Eisengehalt die Dehnung von 26.3 auf 20.8 %. Bei einer Prüftemperatur von 250°C beträgt die Zugfestigkeit im Fall der eisenhaltigen Legierung 670 N/mm^2 , im Fall der eisenfreien jedoch nur 475 N/mm^2 . Die Dehnung erhöht sich bei TiAl4.5Fe1.5 auf 24.3, bei TiAl6 auf 36.3 %²⁵⁾. Bei einer Legierung TiAl5Fe2.5 mit höherem Fe-Gehalt wird nach Warmumformung durch Schmieden eine Zugfestigkeit von 994 N/mm^2 und eine Dehnung von 12 % gemessen. Im Gefüge liegt globular bis lamellar ausgebildeter α -Titanmischkristall in einer β -Titanmatrix vor. Die aus dieser Stange im Steigerungsversuch geprüfte Probe TiAl5Fe2.5 ging unter einer Spannung von $\sigma = +465 \pm 315 \text{ N/mm}^2$ nach 5×10^6 Lastwechseln

zu Bruch 26).

Im Dreistoffsystem Ti-Al-Ni wurden in Übereinstimmung mit anderen Untersuchungen^{21)27a)} die intermetallischen Phasen TiAlNi_2 (T_1), TiAlNi (T_2), TiAl_2Ni (T_3) und $\text{Ti}_2\text{Al}_{65}\text{Ni}_{1-}$ (T_4) beobachtet²⁷⁾. Der intermetallischen Verbindung TiNiAl wird wie bei TiAlCu und TiAlFe eine hexagonale C14-Struktur mit $a = 4.99 \text{ \AA}$ und einem Achsenverhältnis von $c/a = 1.63$ zugeschrieben. T_3 ist kubisch-flächenzentriert mit $a = 11.90 \text{ \AA}$. Für die Verbindung T_4 wird die Cu_3Au ($L1_2$)-Struktur mit einer Gitterkonstanten von $a = 3.93 \text{ \AA}$ angenommen. Die Auswertung eigener röntgenographischer Aufnahmen ergab für TiAlNi_2 eine kubische Struktur vom Heusler-Typ ($L2_1$) mit einer Gitterkonstanten von $a = 5.87 \text{ \AA}$ ^{27a)}.

Da Titanlegierungen neben den absichtlich zugesetzten Legierungselementen häufig auch die Einlagerungselemente Sauerstoff, Stickstoff und Wasserstoff enthalten, die bereits in kleinen Mengen die Gleichgewichtstemperaturen verändern können, waren auch die Dreistoffsysteme Ti-Al-O¹⁸⁾, Ti-Al-N²⁸⁾, Ti-Al-H²⁹⁾ und das quaternäre System Ti-Al-V-H²⁹⁾ Gegenstand früherer Untersuchungen. Bei Gehalten von 0.1 % an N oder O werden die $\beta/(\alpha+\beta)$ -Gleichgewichtstemperaturen um etwa 100 °C erhöht, durch entsprechenden Gehalt an Wasserstoff um ungefähr denselben Betrag gesenkt.

Ternäre Legierungen aus dem Bereich der Dreistoffsysteme des Titans, die kein Aluminium enthalten, werden technisch selten eingesetzt. Die Phasenbeziehungen in Systemen Ti-X-Y mit X, Y = Co, Cr, Cu, Fe, La, Mn, Mo, Nb, Ni, Sn, V, W, und Zr⁷⁾ stellen zusammen mit den aluminiumhaltigen ternären Systemen Ti-Al-X eine Grundlage für das Verständnis der Vorgänge bei Umformung oder Wärmebehandlung von quaternären oder quinternären technischen Legierungen wie $\text{TiAl}_6\text{V}_6\text{Sn}_2$ oder $\text{TiAl}_6\text{Mo}_6\text{Zr}_4\text{Sn}_2$ dar. Die quaternäre Legierung ist gut aushärtbar, wodurch die Festigkeit von 1085 N/mm^2 nach einer Glühung im $\alpha+\beta$ -Gebiet auf 1295 N/mm^2 erhöht werden kann, während die Dehnung von 14 auf 10 % abnimmt¹⁰⁾. Damit vergleichbare Festigkeits- und Formänderungskennwerte bei RT weist auch die genannte quinternäre Legierung auf, die als Konstruktionswerkstoff für Teile von Düsentriebwerken Anwen-

ung findet, da sie selbst bei erhöhter Temperatur von 535 °C noch eine Zugfestigkeit von 860 N/mm² besitzt¹⁰⁾. Ternäre intermetallische Verbindungen werden in den Systemen Ti-Fe-V, Ti-Co-Cu und Ti-Cu-Ni beobachtet. (TiFe)V besitzt ein hexagonales Gitter mit den Gitterkonstanten $a = 4.88 \text{ \AA}$ und $c = 7.96 \text{ \AA}$ ⁷⁾. Im Dreistoffsystem Ti-Cu-Ni treten drei ternäre intermetallische Verbindungen der Zusammensetzung TiCuNi, Ti_{0.4}Cu_{0.035}Ni_{0.565} und TiCuNi₂³⁰⁾³¹⁾ und im quasihomologen System Ti-Co-Cu eine ternäre Phase der Zusammensetzung Ti_{0.33}Co_{0.1}Cu_{0.57} auf³⁰⁾.

2.2 Titangußwerkstoffe

Wegen ihres günstigen Verhältnisses von Gewicht zu Festigkeit werden Titan und Titanlegierungen seit langem im Flugzeugbau und wegen ihrer guten Korrosionsbeständigkeit auch in vielen anderen Bereichen eingesetzt. Früher wurden ausschließlich Halbzeuge verarbeitet, die wegen der spanabhebenden Nacharbeitung und des damit verbundenen Werkstoffverlustes hohe Kosten verursachten. Seit mehreren Jahren ist nun in vielen Fällen der Einsatz von kostengünstigeren Gußteilen möglich³²⁾.

Im wesentlichen werden die α -Legierungen TiAl5Sn2.5 und TiAl6Zr4Mo2Sn2, die $(\alpha+\beta)$ -Legierungen TiAl6V4 und TiAl6V6Sn2 und die β III-Legierung TiMo12Zr6Sn4.5 vergossen.

2.2.1 Schmelzen und Gießen von Titan und Titanlegierungen

Wegen der Reaktionsfreudigkeit des Titans mit oxidkeramischen Tiegelwerkstoffen, wie ThO_2 und CaO , sulfidischen und karbidischen Werkstoffen wie CeS und SiO_2 ³³⁾, sind induktive Verfahren zum Schmelzen von Titan nicht geeignet. Auch das Verfahren der Schwebeschmelze, bei dem der Werkstoff in einem Hochfrequenzfeld frei schwebt, bietet sich nur für Laborversuche an, da lediglich kleine Mengen von ~10 g geschmolzen und flüssiggehalten werden können. Von fast allen Herstellern wird deshalb ein Lichtbogenverfahren angewandt, das Skulk-Casting-Verfahren, bei dem mit Abschmelzmethode und wassergekühlter Kupferkokille gearbeitet wird³⁴⁾³⁵⁾³⁶⁾ u.a.. Ein anderes Verfahren ist das Schmelzen mit dem Elektronenstrahl, das gegenüber dem Lichtbogenverfahren folgende Vorteile aufweist: Einsatz von Rohmaterial in beliebiger Form, Möglichkeit der Schmelzüberhitzung, Möglichkeit der Röntgenanalyse der Schmelze aufgrund der emittierten Strahlung³⁷⁾. Wegen der starken Aufheizung einer dünnen Oberflächenschicht treten jedoch erhebliche Verluste von leichter flüchtigen Legierungsbestandteilen wie Kupfer, Aluminium oder Zinn auf³⁴⁾. An die Gießformen wird die gleiche Anforderung wie an den

Schmelztiegel gestellt: sie müssen dem Angriff des schmelzflüssigen Titans standhalten. Diese Forderung erfüllen nur ZrO_2 und ein Gemisch aus Mangan- und Chromoxiden. Formen aus diesen Werkstoffen sollten auf 100 - 200 °C vorgewärmt werden, um den an der Oberfläche haftenden Wasserdampffilm zu beseitigen, da er zur Oxidation der Schmelze führt³⁸⁾. Meist werden jedoch Metallformen (zum größten Teil aus Stahl), Formen aus kompaktem und vor allen Dingen Formen aus pulverisiertem Graphit verwendet, der mit zum Teil wasserlöslichen Bindemitteln versetzt wird³⁴⁾³⁶⁾. Äthylsilikat eignet sich als Bindemittel nicht, da es SiO_2 enthält, mit dem Titan heftig reagiert³⁸⁾. Um eine Gasporosität, die durch Reaktion mit dem Formwerkstoff entstehen kann, niedrig zu halten, werden Gußteile aus Titan und seinen Legierungen im Schleudergußverfahren hergestellt³⁶⁾³⁹⁾.

2.2.2 Fließvermögen und mechanische Eigenschaften von Titan- gußlegierungen

Zur Beurteilung des Gießverhaltens von Legierungen wird meist ihr Fließvermögen in einer Spiralform bestimmt, das in Tabelle 1 für Titan technischer Reinheit und sieben Titanlegierungen zusammengestellt ist⁴⁰⁾. Die Versuchslegierungen wurden hierbei als selbstverzehrende Elektroden in eine wassergekühlte Kupferkokille abgeschmolzen und in eine aus hochdichtem Industrie-graphit herausgearbeitete Gießspirale abgegossen. Die Fließeigenschaften, die für Titan und die geprüften Legierungen auf diesem Weg gefunden wurden, können auf Gießformen aus anderen Werkstoffen nicht übertragen werden. Man erhält jedoch einen Anhaltspunkt für das Fließvermögen der einzelnen Legierungen relativ zueinander. Trotz der geringsten Schmelzüberhitzung besitzt TiAl6V4 die längste Gießspirale. Ähnliches Fließvermögen zeigen auch Titan technischer Reinheit und die Legierungen TiAl5Sn2.5 und TiAl6V6Sn2. Durch den Zusatz von 1.0 Gew.-% Silizium zu TiAl6V4 wird die Länge der Gießspirale um mehr als ein Drittel verkürzt. Der ungünstige Einfluß wird darauf

zurückgeführt, daß Silizium das Erstarrungsintervall von TiAl6V4 verbreitert. Die Differenz zwischen Liquidus- und Soliduslinie beeinflusst das Fließvermögen stärker als Schmelzwärme oder Wärmeleitfähigkeit⁴¹⁾. Viele Legierungen mit großer Differenz zwischen Liquidus- und Soliduslinie kristallisieren in weitverzweigten Dendriten, zwischen denen die Restschmelze eingeschlossen und somit ein Weiterfließen des Werkstoffs verhindert wird. Eine weitere Ursache für das ungünstige Fließvermögen der siliziumhaltigen Legierung kann die keimbildende Wirkung von Silizium sein, die zu einer raschen Erstarrung der Schmelze führt. Auch bei TiMo11.5Zr6Sn4.5 kann Keimbildung an nicht gleichmäßig aufgelöstem und verteiltem Mo eine Erklärung für das im Vergleich zu TiAl6V4 geringe Fließvermögen sein.

Wegen ihrer günstigen Fließ- und mechanischen Eigenschaften ist TiAl6V4 die am häufigsten vergossene Titanlegierung. Diese Legierung neigt nicht zur Bildung von Mikroseigerungen⁴²⁾. Eine Makroseigerung im Gußteil kann durch Anwendung des Schleudergußverfahrens vermindert werden⁴³⁾. Beim Gießen von TiAl6V4 entsteht ein grobes Gefüge aus umgewandeltem β -Mischkristall, in dem die α -Mischkristallplatten entweder korbgeflechtartig oder auch in größeren Bereichen gleichgerichtet angeordnet sind. Die Gußstruktur ähnelt derjenigen von im β -Gebiet geschmiedeten TiAl6V4. Durch Auslagerung wird das Gefüge nur wenig verändert⁴³⁾. In Tabelle 2 werden die mechanischen Eigenschaften von Titanguß (technischer Reinheit) und TiAl5Sn2.5- und TiAl6V4-Gußlegierungen aufgeführt und zum Vergleich die für Knetlegierungen genormten Festigkeits- und Formänderungskennwerte mit angegeben^{10)33)34a)37)44)45)}. In einem Fall wurden die Zugproben aus fertigen Gußteilen herausgearbeitet. Die Ergebnisse des Zugversuchs an diesen Proben sind ebenfalls der Tabelle 2 zu entnehmen. Eine Mikrohärteprüfung über den Querschnitt dieser Bauteile ergab, daß die Härte am Rand 390 HV beträgt und nach 0.35 mm in die Härte 350 HV des Grundwerkstoffes übergeht. Der Härteanstieg am Rand des Gußteiles rührt von der Aufnahme von Kohlenstoff aus der Graphitform her⁴⁵⁾.

Beim Umlaufbiegeversuch wird bei einer Prüfdauer von 2×10^7 Lastspielen eine Spannung von $\pm 405 \text{ N/mm}^2$ erreicht, beim Zug-Druck-Wechselversuch beträgt die Dauerfestigkeit nach 3×10^7 Lastspielen $\pm 280 \text{ N/mm}^2$ ³⁷⁾.

2.2.3 Entwicklung niedrigschmelzender Titangußlegierungen

Titanlegierungen sind wegen ihrer Korrosionsbeständigkeit und guten Verträglichkeit mit dem menschlichen Körper für die medizinische Anwendung als Implantatwerkstoffe geeignet; die Legierung TiAl6V4 wurde in den USA bereits genormt ⁴⁶⁾. Wegen des apparativen Aufwandes beim Schmelzen und Gießen wurden Titanlegierungen im zahnmedizinischen Bereich bisher nicht eingesetzt. Die Untersuchung niedrigschmelzender Legierungen für die Flugzeugindustrie führte nun zur Entwicklung einer binären Legierung mit 13 Gew.-% Cu, die bei ca. 1430°C schmilzt. Diese Legierung TiCu13 kann mit den für Dentallegierungen üblichen Gießapparaturen - nach geringfügiger Änderung - unter Schutzgas-(Argon-)atmosphäre vergossen werden. Sie besitzt den bisher üblichen Co-Cr- und Ni-Co-Legierungen vergleichbare mechanische Eigenschaften ⁴⁷⁾. Die Zugfestigkeit einer Legierung, die neben 13 Gew.-% Cu noch 1.5 Gew.-% Al enthält, beträgt bei Raumtemperatur 840 N/mm^2 , die Dehnung 6 % ³³⁾. Eine binäre Legierung mit 36 Gew.-% Al weist ebenfalls einen niedrigen Schmelzpunkt, aber ungünstige mechanische Eigenschaften, $R_m = 245 \text{ N/mm}^2$, $A = 0\%$ auf ³³⁾.

2.3 Einfluß von Bor auf die mechanischen Eigenschaften von Titanlegierungen

Faserverbundwerkstoffe finden heute vielfach Verwendung in Luft- und Raumfahrt. Hierbei werden in eine metallische Matrix oder eine solche aus Kunststoff Fasern eingelagert, die aus Glas, Metallfäden, Graphit, Bor oder Oxiden verschiedener Metalle bestehen können. Diese Fasern erhöhen Festigkeit und E-Modul.

Auch bei Titanlegierungen wurde bereits versucht, durch feindispersierte Boride, Karbide oder Silizide die Festigkeit und den E-Modul zu steigern. Eine Verstärkung durch Oxide und Nitride ist nicht möglich, da sie zur Versprödung der Legierung führen. Die Untersuchung von Titanlegierungen mit Aluminiumzusätzen von 6 bzw. 8 % und Borzusätzen von 0.05 % ergab, daß Aluminium die Löslichkeit von Bor in Titan, die bei Raumtemperatur 0.05 % beträgt, nicht merklich beeinflusst⁴⁸⁾. Es werden stäbchenförmige TiB-Teilchen in einer Matrix aus α -Titanmischkristall beobachtet. Eine Änderung des Aluminium- oder Borgehaltes wirkt sich kaum auf Größe oder Gestalt der Boride aus, ebensowenig eine Wärmebehandlung. Durch einen Borzusatz von 1.5 % wird die Zugfestigkeit bei Raumtemperatur im Vergleich zur borfreien Legierung TiAl5 um ~50 % erhöht, die Dehnung um ~50 % erniedrigt. Ebenso wird die Kerbschlagzähigkeit durch die Ausscheidung dieser zweiten, spröden Phase ungünstig beeinflusst⁴⁸⁾. Im Temperaturbereich zwischen 400 und 500 °C kriechbeständige Titanlegierungen mit Bor- oder Siliziumgehalten bis zu 2 % wurden in Belgien bereits genormt⁴⁹⁾. Aus dem Bereich des Titanschweißens ist bekannt, daß geringe Borzusätze unter 0.05 Gew.-% die Formänderungskennwerte in einer Schweißnaht aus Titan technischer Reinheit verbessern⁵⁰⁾.

Einige in der UdSSR entwickelte Titanlegierungen enthalten sowohl Zusätze an Bor wie auch an Silizium. Eine dieser Legierungen mit 3.5 - 5 Gew.-% Al, 0.4 - 0.9 Gew.-% Cr, 0.25 - 0.6 Gew.-% Fe, 0.25 - 0.6 Gew.-% Si und 0.01 Gew.-% B wurde wegen ihrer guten Warmverformbarkeit zwischen 1000 und 1200 °C für die Herstellung von Rohren vorgeschlagen. Bei Raumtemperatur besitzt sie eine Festigkeit von 900 - 1050 N/mm² und eine Dehnung von 11 - 15 %; bei einer Zeitstandsbeanspruchung erträgt sie bei 500 °C eine Spannung von 400 N/mm² während 300 Stunden^{51)52)u.a.)}.

3. Problemstellung und Lösungswege

Um eine technisch verwendbare Titangußlegierung aus dem Bereich ternärer und quaternärer Legierungssysteme zu entwickeln, sollten verschiedene, im folgenden näher beschriebene Wege eingeschlagen und dementsprechend die Auswahl der zu untersuchenden Legierungssysteme getroffen werden.

Wie aus anderen Legierungssystemen, z.B. Al-Si oder Fe-C, bekannt ist, sind eutektische Legierungen gut vergießbar. Es sollten deshalb Gefüge, Härte und Fließvermögen der eutektischen Legierungen $\text{TiFe}_{32.3}$ - Schmelzpunkt 1085°C , $\text{TiNi}_{28.5}$ - Schmelzpunkt 942°C , und $\text{TiNi}_{28.5}\text{Cu}_2$ untersucht werden. Ferner sollte der Einfluß von Silberzusätzen, die zur Erhöhung der Zähigkeit dienen sollen, auf Gefüge und Härte von Ti-Fe-Legierungen und die Schmelzgleichgewichte in der titanreichen Ecke des Systems Ti-Ag-Fe bestimmt werden. Zur Steigerung der Festigkeit sollten binären Ti-Fe-Legierungen mit Schmelztemperaturen unterhalb von 1250°C Bor bzw. Silizium zulegiert und die Schmelzgleichgewichte in der titanreichen Ecke der Systeme Ti-B-Fe und Ti-Fe-Si ermittelt werden. Auch technische Legierungen, wie die in der UdSSR genormte Legierung $\text{TiAl}_{15}\text{Cr}_{0.9}\text{Fe}_{0.4}\text{Si}_{10.3}\text{B}_{0.01}$, können Gehalte an Bor und Silizium aufweisen. Daher sollte der Einfluß eines Borzusatzes auf Gefüge und mechanische Eigenschaften von Ti-Al-Fe-Legierungen mit 5 Gew.-% Al und 1.25 bzw. 2.5 Gew.-% Fe überprüft und Schwingverhalten und Fließvermögen borhaltiger Legierungen ermittelt werden.

Weiterhin sollten die Schmelzgleichgewichte in Systemen bestimmt werden, die Ti, Al und solche Legierungszusätze enthalten, die wegen ihres günstigen Einflusses auf die mechanischen Eigenschaften Bestandteile technischer Knetlegierungen sind. Es sind dies die Elemente V, Cr, Mn, Fe, Co und Cu. Die Phasengleichgewichte in den Systemen Ti-Al-V, Ti-Al-Cr und Ti-Al-Mn sind aus früheren Untersuchungen bekannt; die Schmelzgleichgewichte und Gleichgewichte im festen Zustand in den Systemen Ti-Al-Fe, Ti-Al-Cu sowie auch Ti-Al-Ni waren am Lehrstuhl Werkstoffwissenschaft (Metalle) ermittelt worden. Da im System Ti-Al-Co in Bezug

auf das Auftreten der intermetallischen Verbindung TiAlCo_2 unterschiedliche Ergebnisse vorlagen, sollten die Schmelzgleichgewichte in diesem System durch eigene Untersuchungen überprüft und ergänzt werden. Daneben sollten die Schmelzgleichgewichte im Vierstoffsystem Ti-Al-Cu-Fe bestimmt werden. Durch Kombination der Elemente Cu und Fe sollte einerseits die im Vergleich zu anderen Übergangsmetallen höchste festigkeitssteigernde Wirkung des Eisens ausgenutzt und andererseits durch einen Kupferzusatz der starken Verminderung der Formänderungskennwerte durch Eisen entgegengewirkt werden.

Um das Verständnis der Phasenbeziehungen in diesem Vierstoffsystem zu erleichtern, sollte das quaternäre Konzentrations-tetraeder durch einen Schnitt von der Titanecke zu der intermetallischen Verbindung CuAl und der durch Ordnungsvorgänge im α -Eisenmischkristall entstehenden Überstrukturphase FeAl und durch einen zweiten Schnitt zwischen den Verbindungen TiAl_2 , TiFe_2 und TiCu_2 in zwei quasiternäre Teilsysteme zerlegt werden. Fließvermögen und mechanische Eigenschaften von Legierungen aus dem Bereich der genannten Systeme mit jeweils 5 Gew.-% Al und ca. 2.5 Gew.-% Co, Cr, Cu, Co+Fe, Cu+Fe, Fe, Mn bzw. Ni sollten ermittelt und mit dem Gießverhalten der technisch eingesetzten Gußwerkstoffe Titan technischer Reinheit und TiAl6V4 verglichen werden.

4. Versuchswerkstoffe, Probenherstellung und Untersuchungs- methoden

Alle im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Legierungen wurden am Lehrstuhl Werkstoffwissenschaft (Metalle) erschmolzen und geprüft.

4.1 Erschmelzen der Legierungen im Lichtbogenofen

Die untersuchten Titanlegierungen (Tabelle 3) wurden aus dreimal im Elektronenstrahl-ofen (10^{-4} Torr) umgeschmolzenem Titanschwamm RT 12-Qualität (Umschmelzhärte 120 HB2.5/187.5) und den jeweiligen Legierungselementen bzw. Vorlegierungen im Lichtbogenofen unter Reinstargon (550 Torr) erschmolzen. Die Werksanalysen der einzelnen Legierungselemente sind in der Tabelle 4 aufgeführt. Wegen der Nichtmischbarkeit des Eisens mit Silber wurden zur Herstellung der Ti-Ag-Fe-Legierungen Vorlegierungen der Zusammensetzung TiAg10, TiAg14.78 und TiAg27 erschmolzen und das Eisen dann zulegiert. Der Zusatz von Bor erfolgte mit Hilfe einer Vorlegierung TiB1; es enthielt entsprechend einer qualitativen Spektralanalyse Cu, Fe, Mg, Mn und Si. Der Borgehalt in den Legierungen wurde ebenfalls spektralanalytisch überprüft und entsprach im Rahmen der Meßgenauigkeit den Sollgehalten. Für die Untersuchung der ternären und quaternären Legierungssysteme wurden Schmelzknöpfe mit Gewichten von 5 - 10 g erschmolzen. Aus jeweils zwei Schmelzknöpfen, deren Zusammensetzung je einer ternären intermetallischen Verbindung entsprach, wurde durch Umschmelzen eine Probe mit vier Legierungskomponenten hergestellt. Zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften und der Biege-wechselfestigkeit wurden Schmelzbarren mit einem Gewicht von 40 - 200 g aus Ti-Al-B, Ti-Al-Co, Ti-Al-Cr, Ti-Al-Cu, Ti-Al-Fe, Ti-Al-Fe-B, Ti-Al-Co-Fe, Ti-Al-Cu-Fe, Ti-Al-Mn und Ti-Al-Ni erschmolzen. Die Herstellung von Schmelzbarren mit einem Gewicht von ~ 130 g bzw. ~ 200 g erfolgte durch Zusammenschmelzen mehrerer Schmelzknöpfe von jeweils ca. 40 g Gewicht. Die Schmelzknöpfe und Schmelzbarren kühlten im Lichtbogenofen unter

Argonatmosphäre ab. Der Gewichtsverlust betrug weniger als 0.1 %. Ein Teil der Proben zerfiel beim Abkühlen durch Eigenspannungen in mehrere Teile, so daß die Auswaage nicht mehr bestimmt werden konnte. 10 g der eutektischen Legierung TiFe_{32.3} wurden erneut im Lichtbogen aufgeschmolzen und durch Anlegen eines Vakuums in eine konische Stabkokille abgesaugt.

4.2 Probenherstellung und Wärmebehandlung

Aus den durch Absaugen in eine Stabkokille hergestellten und den mit Hilfe der Gießvorrichtung (Abb. 1 und 2) in eine Kupferkokille (Abb. 3) abgegossenen Stäben, den 40 g- und den 130 g-Schmelzbarren wurden Zugproben mit einer Versuchslänge von 25 mm und einem Prüfdurchmesser von 4 mm angefertigt, wobei die Probenachse jeweils parallel zur Schmelzbarrenlängsachse lag. Für die Prüfung der Zug-Druck-Wechselhaftigkeit wurden Kleinpulserproben parallel, unter 45° und senkrecht zur Achse der 200 g-Schmelzbarren entnommen. Der Prüfdurchmesser betrug 1.9 mm. Jeweils eine Umlaufbiegeprobe mit einem Prüfdurchmesser von 6.74 mm und einer Versuchslänge von 24 mm wurde aus den Schmelzbarren mit einem Gewicht von ca. 100 g hergestellt. Die mechanischen Eigenschaften wurden sowohl im Gußzustand wie auch nach verschiedenen Wärmebehandlungen geprüft. Die den einzelnen Prüfungen vorangegangenen Wärmebehandlungsverfahren können der Tabelle 5 entnommen werden. Die Glühung der Proben erfolgte im evakuierten Quarzrohr. Die quaternären Ti-Al-Cu-Fe-Legierungen wurden im Gußzustand und nach einer Glühbehandlung von 2 h 1000 °C im evakuierten Quarzrohr mit nachfolgender Wasserabschreckung untersucht.

4.3 Untersuchungsmethoden

Im folgenden werden die metallographischen und röntgenographischen Verfahren zur Bestimmung der Schmelzgleichge-

wichte beschrieben, die durch Aufschmelzversuche bis 1300 °C an einigen Legierungen des Vierstoffsystems Ti-Al-Cu-Fe ergänzt wurden. Der Ablauf der technologischen und mechanischen Untersuchungen wird ebenso wie die Methode zur Prüfung des Fließvermögens kurz umrissen.

4.3.1 Metallographische Untersuchung und Härtemessung

Sowohl im Gußzustand wie nach den unterschiedlichen Wärmebehandlungen wurden die Legierungen lichtmikroskopisch untersucht. Geätzt wurde mit 2 % HF + 3 % HNO₃ + 95 % H₂O oder, im Falle der TiAl5Fe-Legierungen, mit 60 % KOH + 8 % H₂O₂ + 32 % H₂O bei 70 °C. Die Härtemessung nach Vickers erfolgte auf den polierten Schlißflächen mit einer Last von 10 bzw. 5 kp.

4.3.2 Röntgenographische Untersuchung

Aus nach dem Straumanis-Verfahren angefertigten Liniendiagrammen von pulverisierten Proben des ternären Ti-Al-Co- und des quaternären Ti-Al-Cu-Fe-Systems wurden Gitterstruktur und Gitterparameter bestimmt. Wegen der Anregung der Fluoreszenzstrahlung von Fe durch monochromatische Cu-Strahlung und der Fluoreszenzstrahlung von Ti durch Cr-Strahlung mußte mit Co-K_α-Strahlung und Fe-Filter gearbeitet werden. Die Belichtungszeit betrug bei einer Spannung von 35 kV und einem Strom von 20 mA etwa 75 min.

4.3.3 Elektronenstrahlmikroanalyse (EMA), Raster- und Transmissionselektronenmikroskopie

Die Abschätzung der Phasenzusammensetzung der Vierstofflegierung TiAl20.06Cu22.95Fe21.36 erfolgte im Vergleich zu den ternären Legierungen TiAl19.5Cu45.9 und TiAl20.6Fe42.7 mit Hilfe der Elektronenstrahlmikroanalyse. Eine Unterscheidung von TiAg-MK und Ag-MK in den silberhaltigen Ti-Ag- bzw. Ti-Ag-Fe-Legierungen war durch EMA-Punktanalysen möglich. Durch eine Linienanalyse wurde die Eisenverteilung in der Legierung

TiAl₅Fe_{2.5} im Gußzustand sowie nach einer Wärmebehandlung von 1/2 h 1000 °C/H₂O überprüft.

Die Bruchflächen der Zugproben wurden im Rasterelektronenmikroskop betrachtet und zum Teil fotografiert.

Für die elektronenmikroskopische Durchstrahlung war eine spezielle Probenpräparation notwendig: Abdrehen des Schaftes der Zugproben weit außerhalb des Einschnürbereiches auf 3 mm und Abschneiden von Scheibchen von 150 µm Dicke mit einer Diamantsäge. Diese Scheibchen wurden fein geschliffen und bei -40 - -50 °C mit einem Elektrolyten aus 240 ml Methanol + 140 ml Äthylglykolmonoäthyläther + 24 ml Perchlorsäure elektrolitisch gedünnt.

4.3.4 Prüfung der mechanischen Eigenschaften und des Dauerschwingverhaltens

Die Festigkeitseigenschaften und das Formänderungsvermögen von Ti-Al-Fe-B- und der zum Vergleich untersuchten Ti-Al-Fe-Legierungen bei Raumtemperatur wurde sowohl im Gußzustand wie auch nach unterschiedlicher Wärmebehandlung der Zugproben bestimmt. Die Prüfung der Dauerfestigkeit der Legierungen in Abhängigkeit von der Probenlage erfolgte im Zug-Druck-Wechselbereich bei Raumtemperatur an Luft, wobei die Prüffrequenz 40 Hz betrug. Umlaufbiegeversuche bei einer Frequenz von 100 Hz dienten zur Bestimmung der Biegewechselfestigkeit im Steigerungsversuch. Beginnend bei $\pm 147 \text{ N/mm}^2$ wurde nach jeweils $N = 1 \times 10^6$ Lastwechseln die Spannung um $\pm 24.5 \text{ N/mm}^2$ bis zum Bruch der Probe gesteigert.

4.3.5 Bestimmung des Fließvermögens von Titanlegierungen

Zum Gießen von Titanlegierungen wurde in einen Lichtbogenofen eine Vorrichtung eingebaut, wie sie in Abb. 1 und 2 dargestellt ist. Sie besteht aus einem wassergekühlten Kupferschmelztiegel, der mit Hilfe eines außerhalb des Ofens angebrachten Hebel geschwenkt werden kann. Das Schmelzgut wird unter einer Argonatmosphäre von 550 Torr im Lichtbogen aufgeschmolzen, der Tiegel in einer Zeit von

ca. 2 sec ausgekippt und die Schmelze in nicht vorgewärmte Kupferformen eingegossen (Abb. 4 - 6). Wie Vorversuche zeigten, lassen sich im zur Verfügung stehenden Lichtbogenofen ca. 100 g (22 cm^3) Ti techn. Reinheit aufschmelzen und 60 g (13 cm^3) davon abgießen. Dieser Schmelzmenge entsprechend wurden die Gießformen, die aus apparativen Gründen nicht mit den sonst üblichen übereinstimmen, angefertigt. Der vordere Teil der Spiralforn verläuft gerade (Abb. 5, 6), da zunächst geplant war, daraus Proben für die Prüfung der mechanischen Eigenschaften zu entnehmen, daran schließt sich eine zur Mitte hin verjüngende Gießspirale an. Die Schmelze fließt aus dem in der gleichen Höhe wie die Spirale liegenden Gießtumpel in die Form ein. Durch verschiedene Eingußtrichter (Abb. 6, 7a und b) kann die Einlaufgeschwindigkeit in starkem Maß beeinflusst werden. Dies wurde anhand von Ti techn. Reinheit überprüft. Es zeigt sich, daß die Schmelze am weitesten läuft und sogar in den Steiger eintritt, wenn der Gießstrahl auf eine schräge Wandung fällt. Der vordere Teil der Form wird dabei jedoch nicht gefüllt (Abb. 8 a+b). In Abb. 9 ist die Probe, die beim Abguß in die zylindrische Öffnung ohne Einsatz eines Eingußtrichters entstand, neben dem im Schmelztiegel erstarrenden Werkstoff nochmals dargestellt. Da in diesem Fall die Form gut gefüllt wurde und eine Anfertigung von Zugstäben aus dem Gießteil vorgesehen war, wurde im weiteren Verlauf der Untersuchung auf den Einsatz der beschriebenen Einläufe verzichtet. Die Schmelze fließt durch den im Gießtumpel herrschenden metallostatistischen Druck in den Formhohlraum ein. Beim Abguß von Gießkeilen wurde der Trichter gemäß Abb. 7a in die Kupferkokille eingesetzt. Im Fall des Gießkeiles bestimmt man das Fließvermögen aus dem Winkel, den die Spitze des Gußteiles im Vergleich zur Spitze der Form bildet⁵³⁾, im Fall der Gießspirale wird deren Länge ausgemessen. Bei horizontalem Einlauf in die Kokille wird die Höhe des Formhohlraums nicht von allen Legierungen gefüllt. Deshalb wurde als Maß für die Vergießbarkeit von Titanlegierungen auch das Verhältnis zwischen dem Volumen der Gesamtschmelze zu dem aus dem Tiegel ausgeflossenen Volumen betrachtet. Damit

ist ein guter Vergleich des Gießverhaltens unterschiedlicher Titanlegierungen untereinander möglich: je günstiger das Gießverhalten der Legierung, desto größer ist das aus dem Tiegel ausgeflossene Schmelzvolumen. Um für jeden Versuch gleiche Bedingungen zu schaffen, wurden das Volumen der einzelnen Legierungen mit 22 cm^3 , der Strom mit 550 A, die Spannung mit 40 V und die Schmelzzeit mit 40 sec möglichst konstant gehalten. Als Versuchslegierungen dienten Titan techn. Reinheit, Titan mit ca. 0.4 Gew.-% O (nur für den Abguß in die Keilform), TiAl6V4, Titanlegierungen, die 5 Gew.-% Al und ca. 2.5 Gew.-% Co, Cr, Cu, Co+Fe, Cu+Fe, Fe, Mn bzw. Ni enthalten und die eutektischen Legierungen TiFe32.3, TiNi28.5 und TiNi28.5Cu2.

5. Versuchsergebnisse

Im folgenden werden die Schmelzflächen einiger Mehrstoffsysteme des Titans dargestellt und über das Gießverhalten und die mechanischen Eigenschaften von Legierungen aus dem Bereich dieser Systeme berichtet. Ferner wird der Einfluß von Bor auf das Gefüge und die mechanischen Kennwerte von Ti-Al-Fe-Legierungen anhand von licht- und elektronenmikroskopischen Aufnahmen und den Ergebnissen der mechanischen Prüfungen besprochen. Den Beginn der Untersuchungen zur Entwicklung einer Titangußlegierung bildete die Prüfung von Gefüge und Fließvermögen eutektischer Zwei- und Dreistofflegierungen, deren Ergebnis zunächst mitgeteilt wird.

5.1 Niedrigschmelzende Titanlegierungen

Die Schmelzpunkte der in diesem Abschnitt beschriebenen Legierungen betragen in allen Fällen weniger als 1300 °C.

5.1.1 Gefüge, Härte und Fließvermögen der eutektischen Legierungen TiFe_{32.3}, TiNi_{28.5} und TiNi_{28.5}Cu₂ und Umformverhalten von TiFe₃₂

Im binären System Ti-Fe bildet sich bei einer Eisenkonzentration von 32.3 Gew.-% bei 1085 °C ein Eutektikum zwischen dem β -Ti-MK und der intermetallischen Verbindung TiFe⁵⁴⁾. Der eutektoide Zerfall des β -Ti-MK bei 590 °C in den α -Ti-MK und TiFe verläuft äußerst träge, so daß das Gefüge einer Gußlegierung mit eutektischer Zusammensetzung das binäre Eutektikum β -Ti-MK + TiFe aufweist (Abb. 10). Die Härte dieser Legierung beträgt 550 ± 10 HV₁₀. Zur Bestimmung des Verformungsverhaltens wurde ein Schmelzbarren mit einer Länge von ca. 120 mm nach dem Erschmelzen im Lichtbogenofen auf Raumtemperatur abgekühlt, 8 min bei 950 °C geglüht und anschließend bei dieser Temperatur durch Walzen in 6 Stichen um 67 % verformt. Nach jedem Stich erfolgte eine zweiminütige Zwischenglühung. Ein zweiter Schmelzbarren wurde nach dem Erschmelzen im Lichtbogenofen auf 950 °C ab-

geköhlt und dann ebenso wie der erste umgeformt. Die Härte betrug in beiden Fällen 520^{+2}_{-4} HV10. Eine weitere Verformung des ersten Bleches durch Walzen bei 700 °C führte zum Bruch des Werkstoffs. Nach einem Schmieden bei 950 °C wies das andere Blech eine Härte von 554^{+0}_{-0} HV10 auf. Durch Glühbehandlungen von 50, 90 und 113 h bei 500 °C unter einem Vakuum von $3 \cdot 10^{-5}$ Torr, also unterhalb der Temperatur des eutektoiden Zerfalls, konnte eine Verminderung der Härte auf etwa 450 HV10 erreicht werden. Ein Teil eines der beiden Schmelzbarren war vor der Umformung erneut aufgeschmolzen und durch Anlegen eines Vakuums in eine zylindrische Kokille abgesaugt und anschließend 93 h bei 500 °C geglüht worden. Im Zugversuch brach dieser Probestab noch im Bereich der Hooke'schen Geraden ohne plastische Verformung.

Bei einer Temperatur von 942 °C zerfällt eine Schmelze mit 71.5 Gew.-% Ti und 28.5 Gew.-% Ni eutektisch in den β -Titanmischkristall und die intermetallische Verbindung Ti_2Ni (Abb. 11)⁵⁵). Es ist nur wenig von dendritisch erstarrtem β -Titanprimärmischkristall zu beobachten. Auch hier zeigt sich kein eutektoider Zerfall des β -Titanmischkristalls. Durch Zugabe von 2 Gew.-% Kupfer, das bei 800 °C bis zu 3 Gew.-% vom α -Titanmischkristall gelöst werden kann³⁰), sollte die Härte der Legierung beeinflusst werden. Im Gußzustand findet man ein weniger fein ausgebildetes Eutektikum als bei der binären Legierung (Abb. 12). Die Härte nimmt durch den Kupferzusatz von 496^{+20}_{-23} HV5 bei TiNi28.5 auf 562^{+31}_{-13} HV5 zu.

Beim Einguß in die Spiralform fließt eine TiFe32.3-Schmelze im ersten Versuch 110 mm, im zweiten 95 mm weit. Bei der Legierung TiNi28.5 beträgt die Auslauflänge der Gießspirale in beiden Versuchen 66 mm, bei TiNi28.5Cu2 einmal 66 und einmal 77 mm. Die von der spanabhebenden Bearbeitung der Form herrührenden Oberflächenrauigkeiten werden in allen Fällen von der Schmelze nachgezeichnet, die so rasch in die Form einfließt, daß die oberen Kanten des zunächst annähernd quadratischen Formhohlraums (s. Abb. 5) nicht ausgefüllt werden. Bei allen eutektischen Legierungen erstarrt nur sehr wenig Werkstoff im Schmelztiegel. Insbesondere bei den

Legierungen TiNi28.5 und TiNi28.5Cu2 zeigt der Tiegelrest eine glatte, spiegelnde Oberfläche. Im Fall der Legierung TiFe32.3 beträgt das Verhältnis zwischen dem Volumen der Gesamtschmelze zu dem aus dem Tiegel ausgeflossenen Volumen 1.12-1.13, im Fall von TiNi28.5 1.14 - 1.17 und im Fall der Dreistofflegierung 1.19. Aus dem Vergleich dieser Werte und den Auslaulängen der Gießspiralen folgt, daß die binäreutektische Ti-Fe-Legierung ein günstigeres Fließvermögen als die beiden nickelhaltigen Proben besitzt.

5.1.2 Einfluß von Ag-, B- und Si-Zusätzen auf die Härte von Ti-Fe-Legierungen und Schmelzgleichgewichte in der titanreichen Ecke der Systeme Ti-Ag-Fe, Ti-B-Fe und Ti-Fe-Si

Den Untersuchungen der ternären Systeme liegen die Phasenbeziehungen in den binären Randsystemen Ti-Fe⁵⁴⁾, Ti-Ag⁵⁶⁾, Ti-B⁵⁷⁾ und Ti-Si⁵⁸⁾ zugrunde.

In Abb. 19a wird die Schmelzfläche des Systems Ti-Ag-Fe, in Abb. 19 b ein daraus abgeschätzter isothermer Schnitt bei ca. 950 °C dargestellt. Die Härte der Proben im Gußzustand ist mit angegeben. Bis zu einem Gehalt von etwa 4 Gew.-% Ag und 30.5 Gew.-% Fe liegen die Legierungen auf der eutektischen Rinne $S = \beta\text{-Ti-MK} + \text{TiFe}$. Die Abb. 13 zeigt das Gefüge einer Probe, die 4.2 Gew.-% Ag und 30.5 Gew.-% Fe enthält. Durch den Silberzusatz wird die Härte gegenüber TiFe32.3 von 550 ± 10 HV10 auf 517 ± 9 HV10 gesenkt. Bei höheren Silberkonzentrationen z.B. der Legierung TiFe22.6Ag22.7 findet man neben dem Eutektikum $\beta\text{-Ti-MK} + \text{TiFe}$ einen hellen, kugeligen Gefügebestandteil (Abb. 14). Mit Hilfe der Elektronenstrahlmikroanalyse konnte nachgewiesen werden, daß es sich um Silbermischkristall handelt, während man in der Vorlegierung TiAg27 $\beta\text{-Ti-MK}$ und TiAg beobachtet. Durch Zulegieren von Eisen wird dann das Silber aus der intermetallischen Verbindung ausgetrieben. Der zweiphasigen Legierung gegenüber wird ein geringer Härteanstieg auf 530 ± 0 HV10 gemessen. Da sich der Silbermischkristall bei den dreiphasigen Legierungen zu Kugeln zusammenballt und wegen

seines höheren spezifischen Gewichtes auf den Grund der Schmelze absinkt, ist eine homogene Verteilung nicht gewährleistet. Die Härteverminderung durch Silber ist gegenüber TiFe_{32.3} zu gering, als daß ein wesentlich verbessertes Formänderungsvermögen erwartet werden kann. Beim Schmieden bei 950 °C zerbricht die Probe mit 4.2 Gew.-% Ag und 30.5 Gew.-% Fe. Durch Eisen wird die Löslichkeit von Silber im β -Titanmischkristall erheblich vermindert.

Im System Ti-B-Fe liegen die untersuchten Proben im Primärkristallisationsgebiet des β -Ti-MK (Abb. 20a). Bei einem Gehalt von 0.054 Gew.-% B und 31.3 Gew.-% Fe beobachtet man den primär kristallisierten β -Ti-MK neben Eutektikum β -Ti-MK + TiFe und Eutektikum aus nadelig erscheinendem TiB + TiFe (Abb. 15). Eine Legierung der Zusammensetzung TiFe₂₃BO.₅₅₆ weist nur die beiden Phasen β -Ti-MK und TiB auf (Abb. 16). Deutlich sind die Titanboridnadeln, die eine kfz-Struktur mit einer Gitterkonstanten von $a = 4.21 - 4.26 \text{ \AA}$ und eine Mikrohärtigkeit von 2700 - 2800 HV aufweisen, neben β -Ti-MK zu erkennen. Die Härte dieser Legierung ist mit $563 \pm 9 \text{ HV}_{10}$ geringfügig höher als die der binäreutektischen. Aus den Schmelzgleichgewichten wurden die Gleichgewichte bei etwa 1000 °C abgeschätzt (Abb. 20b); die Löslichkeit von B im β -Ti-MK wird durch Eisen nicht verändert. Bereits bei sehr geringen Borzusätzen erreicht man, von TiFe_{32.3} ausgehend, das Dreiphasengebiet β -Ti-MK + TiFe + TiB.

Im ternären System Ti-Fe-Si liegen die untersuchten Legierungen ebenfalls im Gebiet der Primärkristallisation des β -Ti-MK (Abb. 21). Die Legierung TiFe_{31.2}Si_{0.196} weist mit $514 \pm 0 \text{ HV}_{10}$ eine im Vergleich zu der siliziumfreien Probe TiFe_{32.3} geringere Härte auf. Durch weitere Zugabe von Silizium bis 1.61 Gew.-% steigt die Härte auf $572 \pm 12 \text{ HV}_{10}$. Im Gefüge von TiFe_{31.2}Si_{0.196} beobachtet man den β -Ti-MK und Eutektikum β -Ti-MK + TiFe (Abb. 17). Durch Verminderung der Eisen- und Erhöhung der Siliziumkonzentration gelangt man in den Bereich, in dem der β -Ti-MK primär kristallisiert und die Restschmelze unter Ausscheidung von Eutektikum β -Ti-MK + Ti₅Si₃ erstarrt. Dies zeigt die Abb. 18 für eine Legierung mit 22.8 Gew.-% Fe und 1.61 Gew.-% Si, in der der hell ange-

ätzt β -Ti-MK und Eutektikum β -Ti-MK + Ti_5Si_3 zu erkennen sind. Wie den aus den Schmelzgleichgewichten abgeschätzten Gleichgewichten bei 1000 °C zu entnehmen ist (Abb. 21), wird die Löslichkeit von Si im β -Ti-MK durch Eisen herabgesetzt. Die Schmelztemperatur der untersuchten Proben steigt mit zunehmendem Gehalt an Bor bzw. Silizium und abnehmenden Gehalt an Eisen.

5.2 Einfluß von Borzusätzen auf Gefüge, mechanische Eigenschaften, Schwingverhalten und Fließvermögen von Ti-Al-Fe-Legierungen

In den folgenden Abschnitten wird die Wirkung von Borzusätzen bis zu 0.05 Gew.-% auf das Gefüge, das mit Hilfe von licht- und elektronenmikroskopischen Verfahren untersucht worden war, das Fließvermögen und die mechanischen Eigenschaften von Ti-Al-Fe-Legierungen beschrieben.

5.2.1 Gefüge und Härte von Ti-Al-Fe-B-Legierungen und Phasengleichgewichte in der titanreichen Ecke des Systems Ti-Al-Fe-B

Aus den binären Systemen Ti-Al⁵⁹⁾⁶⁰⁾ und Ti-B⁵⁷⁾ wurde, nachdem Aluminium die Löslichkeit des α - bzw. β -Titanmischkristalls für Bor kaum beeinflusst⁴⁸⁾, ein Konzentrationschnitt bei 5 Gew.-% Al durch das Dreistoffsystem Ti-Al-B gemäß der Abb. 22a konstruiert. Im Gußzustand zeigt eine Legierung mit 0.03 Gew.-% Bor ein β/α -Umwandlungsgefüge, in dem die α -Platten korbgeflechtartig angeordnet sind (Abb. 23). Dagegen ergeben sich bei der borfreien Probe bei gleicher Abkühlgeschwindigkeit in großen Bereichen gleichgerichtete α -Platten (Abb. 24).

Durch eine Glühung von 10 min 1000 °C + 2 h 700 °C/Ofen wird bei beiden Legierungen keine im Lichtmikroskop sichtbare Veränderung des Gefüges bewirkt. Im Gleichgewichtsfall liegt bei Temperaturen unterhalb 800 °C bei einem Borgehalt von 0.03 Gew.-% die intermetallische Verbindung TiB neben dem α -Titanmischkristall vor. Das Gleichgewicht bei 700 °C

stellt sich offenbar erst nach längerer Glühzeit als 2 h ein. Die Löslichkeit von Bor im α -Titanmischkristall nimmt von ca. 0.045 Gew.-% bei der peritektoiden Temperatur von ungefähr 970 °C - Bor stabilisiert den α -Mischkristall geringfügig - auf 0.005 Gew.-% bei 500 °C ab. Demnach ist eine Aushärtung borhaltiger Proben durch Ausscheidung des Titanborids TiB aus α denkbar; im Gußzustand beträgt die Härte von TiAl5 ebenso wie die von TiAl5B0.03 264 ± 4 HV10. In einer Legierung mit 5 Gew.-% Al und 1.25 Gew.-% Fe stehen entsprechend der Abb. 22b bei Temperaturen unterhalb von 650 °C der α -Titanmischkristall und die intermetallische Verbindung TiFe im Gleichgewicht⁶¹⁾. Im Gußzustand ist jedoch nur β/α -Umwandlungsgefüge zu erkennen, in dem die α -Platten in großen Bereichen gleich orientiert sind (Abb. 15). Durch eine Erhöhung des Eisengehaltes auf 2.5 Gew.-% wird die Breite der α -Platten geringer (Abb. 26), die Härte steigt von 292_{-7}^{+10} HV10 auf 319_{-10}^{+14} HV10. Weder nach einer Glühung von 30 min bei 1000°C/L noch nach einer Glühung von 2 h bei 700 °C/L wird im Lichtmikroskop eine Veränderung des Gußgefüges beobachtet. Ebenso verändert sich die Härte nur im Rahmen der Meßgenauigkeit. Eine Elektronenstrahlmikroanalyse zeigt jedoch, daß der Eisenanteil nach der Wärmebehandlung bei 1000 °C wesentlich gleichmäßiger als im Gußzustand verteilt ist. Zur völligen Beseitigung der Eisenseigerungen wären längere Glühzeiten oder eine höhere Glühtemperatur erforderlich.

Aus der Betrachtung der Randsysteme Ti-Al-B und Ti-Al-Fe des Vierstoffsystems Ti-Al-Fe-B geht hervor, daß Legierungen mit 1.25 bzw. 2.5 Gew.-% Fe und Gehalten bis zu 0.2 Gew.-% Bor primär im Bereich des β -Ti-MK kristallisieren. Bereits bei einem Borzusatz von 0.01 Gew.-% nehmen Länge und Breite der α -Plattenpakete gleicher Orientierung gegenüber den borfreien Legierungen TiAl5Fe1.25 und TiAl5Fe2.5 ab. Es entsteht ein korbgeflechtartiges Gefüge (Abb. 34), wie man es auch bei einem höheren Borgehalt von 0.03 % in den Legierungen TiAl5Fe1.25B0.03 und TiAl5Fe2.5B0.03 (Abb. 27 + 28) beobachtet. Da sowohl borfreie wie auch borhaltige Legierungen mit der gleichen Geschwindigkeit abkühlten, ist die

Ausbildung eines Korbgeflechtgefüges sicherlich dem Borgehalt und nicht der Abkühlgeschwindigkeit zuzuschreiben. Die Größe des β -Korns wird durch Bor jedoch nicht verändert. Bei einem Zusatz von 0.05 Gew.-% Bor zu der Legierung TiAl5Fe1.25 wird vereinzelt Titanborid TiB insbesondere an Korngrenzen ausgeschieden (Abb. 29a und b), während bei geringen Borgehalten Ausscheidungen lichtmikroskopisch nicht zu beobachten sind. Bei der Legierung TiAl5Fe2.5 treten bereits bei einem geringeren Borgehalt von 0.03 Gew.-% im Korninnern stäbchenförmige Boride auf. Eine Gefügeveränderung durch die gleichen Wärmebehandlungen wie bei den borfreien Proben wird ebenfalls nicht gefunden. Die Härte der Legierungen ändert sich durch einen Borzusatz bis 0.05 % nicht oder nur geringfügig gegenüber den Legierungen TiAl5Fe1.25 und TiAl5Fe2.5.

Die lichtmikroskopischen Untersuchungen wurden durch elektronenmikroskopische Durchstrahlungsaufnahmen ergänzt. Im Gegensatz zu den borhaltigen Proben ließen sich die borfreien meist gut durchstrahlen. Im Gußzustand erscheinen die Ränder der α -Platten bei der Legierung TiAl5Fe2.5 dunkel (Abb. 30a). Nach der Glühung von 30 min bei 1000 °C im β -Gebiet und Luftabkühlung beobachtet man helle Zwischenräume zwischen den α -Titanmischkristallplatten, die aus Rest- β -Titanmischkristall bestehen (Abb. 30 b). Diese Bereiche mit höherem Fe-Gehalt werden beim Dünnen stärker vom Elektrolyten angegriffen als die α -Platten mit geringerem Fe-Gehalt. In der Legierung TiAl5Fe2.5B0.03 findet man nach dem Abkühlen aus der Schmelze große Boridstäbchen, die häufig parallel zu den α -Platten angeordnet sind (Abb. 31a). Sie können als Keime bei der β/α -Umwandlung wirken und führen deshalb zu einem korbgeflechtartigen Gefüge. Innerhalb der α -Platten ist nach der β/α -Umwandlung aus dem α -Ti-MK ausgeschiedenes Titanborid zu erkennen (Abb. 31b). Die Rest- β -Titanmischkristallanteile wurden beim Dünnen so schnell aufgelöst, daß die α -Platten für eine Durchstrahlung meist noch zu dick waren, wenn der elektrolytische Dünnvorgang durch Auftreffen eines Lichtstrahls durch die beim Herauspolieren entstandenen Löcher auf eine Fotozelle automatisch beendet wurde.

Der Ausscheidungsverfahren von TiB und TiFe aus dem α -Titanmischkristall wurde an den beiden Legierungen TiAl5Fe1.25BO.01 und TiAl5Fe1.25BO.05 mit Hilfe von Gefügeuntersuchung und Härtemessung verfolgt. Entsprechend den Gefügebeobachtungen wurden die Phasengleichgewichte bei 800 und bei 475 °C gezeichnet (Abb. 32a und b). Die Härte in Abhängigkeit von Glüh-temperatur, Auslagerungstemperatur und -zeit ist in Abb. 33 dargestellt. Im Gußzustand weist die Probe mit 0.01 Gew.-% B (Abb. 34a) eine Härte von 291^{+6}_{-4} , die Probe mit 0.05 Gew.-% Bor eine Härte von 305^{+4}_{-4} HV 10 auf. Durch eine zweistündige Lösungsglühung bei 950 °C und Wasserabschreckung wird sie dem Gußzustand gegenüber geringfügig erhöht. Eine Auslagerung bei Raumtemperatur bis zu 500 h führt zu keiner weiteren Änderung. Nach einer Glühbehandlung im α + β -Gebiet (Abb. 32a) von 22 h 800 °C/H₂O nimmt die Härte beider Proben auf 272^{+7}_{-8} HV10 ab. Im Gefüge liegen bei der Legierung mit 0.05 Gew.-% Bor dunkel geätzte Titanmischkristallplatten neben hell erscheinendem β -Mischkristall vor. Die TiB-Stäbchen - schwarz angeätzte Gefügebestandteile - werden durch die Lösungsglühung bei 800 °C nicht eingeformt (Abb. 35). Während bei Raumtemperaturauslagerung kein Härteanstieg zu verzeichnen ist, werden durch die Auslagerung bei 475 °C etwa die gleichen Werte wie nach der Glühung bei 950 °C erreicht. Sowohl bei der Legierung TiAl5Fe1.25BO.01 (Abb. 34b) wie auch bei der Legierung TiAl5Fe1.25BO.05 (Abb. 35a) sind nach 50 h bei 475 °C feine Ausscheidungen aus dem α -Titanmischkristall, aus TiB und TiFe bestehend, zu erkennen. Legierungen mit mehr als 0.8 Gew.-% Fe und mehr als ca. 0.005 Gew.-% Bor liegen bei 475 °C im Bereich des Dreiphasengebietes α -Ti-MK + TiB + TiFe. Die Phasenbeziehungen der Legierung TiAl5Fe1.25 in Abhängigkeit vom Borgehalt bis 0.1 Gew.-% sind der Abb. 38 zu entnehmen. Bei etwa 670 °C findet vermutlich eine Vierphasenumsetzung β -Ti-MK + α -Ti-MK = TiB + TiFe statt. Wegen der starken Verminderung der Löslichkeit des α -Titanmischkristalls für Bor kann durch die Ausscheidung von TiB und durch die Ausscheidung von TiFe aus dem übersättigten α -Ti-MK eine Aushärtung erzielt werden. Bei den Gußproben und den bei 950 °C/H₂O lösungsgeglühten

Proben wird infolge der raschen Abkühlung aus der Schmelze bzw. aus dem β -Gebiet beim β/α -Übergang das Eisen und das Bor übersättigt in Lösung gehalten. Dies führt zu einer Erhöhung der Härte gegenüber Proben, die im $\alpha+\beta$ -Bereich gegläut wurden und in denen sich das Eisen im β -Ti-MK und das Al im α -Ti-MK anreichern kann. Proben mit Borgehalten von 0.1 und 0.2 Gew.-%, die durch Anlegen eines Vakuums in eine leicht konisch geformte Absaugkokille abgezogen worden waren, zeigen ein sehr feines, korbgeflechtartiges Gefüge, in dem wegen der höheren Abkühlgeschwindigkeit im Vergleich zu den bisher beschriebenen Legierungen die α -Titanmischkristallplatten bei der Umwandlung sehr schmal ausgebildet wurden. Im Gefüge der Legierung TiAl5Fe1.25BO.2 ist das Eutektikum β -Ti-MK + TiB zwischen den auf Grund unterschiedlicher Orientierung verschieden angeätzten α -Platten nur schwer zu erkennen (Abb. 36). Bei der Probe mit gleichem Bor-, aber höherem Eisengehalt kann das dendritische Wachstum des ehemaligen β -Ti-MK mit dazwischen liegendem Eutektikum gut beobachtet werden (Abb. 37). Der Härteanstieg von 292_{-7}^{+10} (TiAl5Fe1.25) auf 312_{-8}^{+10} HV10 (TiAl5Fe1.25BO.2) bzw. 319_{-10}^{+14} (TiAl5Fe2.5) auf 341_{-5}^{+4} HV10 (TiAl5Fe2.5BO.2) bei diesen Legierungen wird sicherlich nicht durch den Borzusatz, sondern durch die in diesem Fall größere Abkühlgeschwindigkeit hervorgerufen.

5.2.2 Mechanische Eigenschaften von Ti-Al-Fe-B-Legierungen

Um den Einfluß von Borzusätzen auf Festigkeit, Formänderungsvermögen und E-Modul zu bestimmen, wurden 6 Zugproben aus einem Schmelzbarren von ca. 130 g Gewicht hergestellt und im Gußzustand, nach einer Glühung von 1/2 h bei 1000 °C/L und nach einer Glühung von 2 h bei 700 °C/L geprüft. Die Ergebnisse sind der Abb. 39a für einen Eisengehalt von 1.25 Gew.-% und der Abb. 39b für einen Eisengehalt von 2.5 Gew.-% für den Gußzustand sowie der Tabelle 6 nach unterschiedlicher Wärmebehandlung zu entnehmen. Nach 30-minütiger Glühung bei 1000 °C werden geringfügig höhere Festigkeits- und Formänderungskennwerte gemessen. In den Legierungen mit dem geringeren Eisengehalt steigt die Zugfestigkeit bis zu einem Borzusatz von 0.03 Gew.-% an, der E-Modul nimmt ab.

Brucheinschnürung und Bruchdehnung erreichen ein Maximum bei 0.01 Gew.-% Bor. Bei 0.05 Gew.-% Bor werden, wie bereits beschrieben, Boridnadeln an den Korngrenzen beobachtet, die die Festigkeit und die Formänderungskennwerte gegenüber der Legierung $\text{TiAl}_5\text{Fe}_{1.25}\text{B}_{0.03}$ wieder vermindern. In den Legierungen mit 2.5 Gew.-% Eisen wird insgesamt eine höhere Festigkeit beobachtet. Der Höchstwert wird bei einem Borzusatz von 0.01 Gew.-% erreicht. Bei einem Gehalt von 0.03 Gew.-% Bor findet man eine Bruchdehnung von 6.8% gegenüber einer Bruchdehnung von 2.8% bei der borfreien Probe. Offenbar vermindert sich die Festigkeit der Legierungen, sobald TiB-Nadeln aus entartetem Eutektikum $\beta\text{-Ti-MK} + \text{TiB}$ im Gefüge auftreten. Die Bruchflächen der Legierung $\text{TiAl}_5\text{Fe}_{1.25}$ (Abb. 40) und der Legierung $\text{TiAl}_5\text{Fe}_{2.5}$ (Abb. 41) zeigen ein grobkörniges Aussehen. Bei Betrachtung im Rasterelektronenmikroskop erkennt man, daß in beiden Fällen ganze Kolonien von α -Platten geradlinig getrennt werden, wie den Abb. 42a und b für die Probe mit dem geringeren, den Abb. 43a und b für die Probe mit dem höheren Eisengehalt zu entnehmen ist. Der Übergang zwischen Bereichen gleicher α -Plattenorientierung erfolgt in unter 90° abfallenden Stufen, die starke Verformung zeigen. Bei einem Zusatz von 0.03 Gew.-% Bor erscheint die Bruchfläche beider Legierungen feinkörnig (Abb. 44 und 45). Da sich durch das als Kristallisationskeim wirkende Bor die α -Platten nur in kleinen Kolonien gleich orientierten, muß ein Riß, der sich bevorzugt entlang günstig orientierter α -Platten ausbreitet, häufig seine Richtung ändern. Dadurch wird, bei möglicherweise gleicher Rißausbreitungsgeschwindigkeit wie in den borfreien Legierungen, die Rißweglänge größer und der Bruch erfolgt später. Man findet die für einen Verformungsbruch typischen Grübchen. Innerhalb eines ehemaligen β -Korns sind ausgeschiedene TiB-Nadeln parallel zueinander angeordnet. Am unteren Bildrand der Abb. 46a, die die Bruchfläche einer Zugprobe der Legierung $\text{TiAl}_5\text{Fe}_{1.25}\text{B}_{0.03}$ bei höherer Vergrößerung zeigt, sind drei solcher Boridnadeln zu erkennen. Links davon liegt ein unter 90° dazu orientiertes TiB-Stübchen. Wegen ihres geringen Formänderungsvermögens gehen diese Nadeln verformungslos

zu Bruch (Abb. 46b). Durch die Verformung des die Nadeln umgebenden Gefüges entsteht ein Hohlraum um sie. In der Legierung TiAl5Fe2.5B0.03 ist ein größerer Anteil von TiB-Nadeln sichtbar, die miteinander einen Winkel von $85 - 90^\circ$ bilden (Abb. 47a). Zwischen den Nadeln erkennt man Grübchenbildung als Merkmal des vorliegenden Verformungsbruchs (Abb. 47b).

5.2.3 Schwingverhalten von Ti-Al-Fe-B-Legierungen

Die Prüfung der Zug-Druck-Wechselfestigkeit in Abhängigkeit vom Borgehalt ergab für Legierungen mit 1.25 Gew.-% Fe (Abb. 48a) und bis zu 0.03 Gew.-% Bor (Abb. 48b und c) im Rahmen der Meßgenauigkeit die gleiche Dauerfestigkeit von ± 220 bis $\pm 294 \text{ N/mm}^2$. Von 15 Proben der Legierung TiAl5Fe1.25B0.05 überdauerte nur eine $20 \cdot 10^6$ Lastwechsel bei $\pm 196 \text{ N/mm}^2$ (Abb. 48d). Im Bereich der Zeitfestigkeit erträgt die borfreie Probe höhere Spannungen als die borhaltigen Legierungen. Wegen der starken Streuung ist keine Abhängigkeit der Zug-Druck-Wechselfestigkeit von der Probenentnahme in Bezug auf die Schmelzbarrenachse zu erkennen. Zum Teil wird Schwingfestigkeit durch Gußfehler im Schmelzbarren beeinträchtigt, die beim Erschmelzen des Barrens aus 4-5 Schmelzknöpfen entstanden, wenn diese nicht genügend miteinander verschweißt wurden. Die Abb. 49a und b zeigen eine solche Probe, die senkrecht zur Schmelzbarrenachse entnommen wurde und auf deren ebenfalls senkrecht zur Schmelzbarrenachse verlaufender Bruchfläche die Grenzen der ehemaligen 8-Körner, so wie man sie auch an der Oberfläche von Schmelzbarren sieht, zu erkennen sind. An einigen Stellen sind Anschmelzungen sichtbar (Abb. 49a und b). Da der Gußfehler in Bezug auf die Beanspruchungsrichtung günstig lag, erreichte die Probe dennoch eine Festigkeit von $\pm 270 \text{ N/mm}^2$ nach 110 000 Lastspielen.

Umlaufbiege-Steigerungsversuche ergaben bei borfreien und borhaltigen Titanlegierungen mit 5 Gew.-% Aluminium und mit oder ohne Eisenzusatz Schwingfestigkeitswerte, die sich innerhalb eines Streubandes zwischen ± 368 und $\pm 443 \text{ N/mm}^2$ bewegen. Dies gilt sowohl für Proben, die im Gußzustand

vorlagen, wie auch für Proben, die bei $1000^{\circ}\text{C} + 700^{\circ}\text{C}$ wärmebehandelt worden waren. Die vollen Punkte und die Kreise in Abb. 50 bilden das arithmetische Mittel aus drei (Gußproben) bzw. zwei (wärmebehandelte Proben) Messungen. Die Fehlerbalken geben den höchsten und den tiefsten Meßwert an. Die höchste Schwingfestigkeit der borfreien Legierungen TiAl5Fe1.25 und TiAl5Fe2.5 beträgt $\pm 441 \text{ N/mm}^2$. Sie wird von zwei Proben der Legierung TiAl5Fe1.25BO.03 mit einer Bruchspannung von $\pm 466 \text{ N/mm}^2$ und von zwei Proben der Legierung TiAl5Fe2.5BO.03 mit Bruchspannungen von $\pm 466 \text{ N/mm}^2$ bzw. $\pm 490 \text{ N/mm}^2$ übertroffen. Bei beiden Legierungen trat jedoch der Bruch an je einer Probe schon bei $\pm 368 \text{ N/mm}^2$ ein, so daß auch die Schwingfestigkeit der borhaltigen Legierungen innerhalb des Streubandes liegen. Ein Gußfehler konnte in diesen Fällen nicht beobachtet werden. Weit außerhalb des Streubandes liegen die wärmebehandelten Proben der Legierung TiAl5Fe2.5, die bereits bei einer Spannung von $\pm 294 \text{ N/mm}^2$ zerbrachen. Auch hier konnte weder auf der Probenoberfläche noch in der Bruchfläche ein Fehler festgestellt werden.

5.2.4 Einfluß eines Borzusatzes auf das Fließvermögen von TiAl5Fe2.5

Bei der Legierung TiAl5Fe2.5 wurde in zwei Gießversuchen bei Spirallängen von 31 bzw. 31.5 mm gutes Formfüllungsvermögen beobachtet. In einem dritten Versuch lief die Schmelze 47 mm in die Form ein, füllte sie aber nur zu ca. 85-90 % (8,5-9mm) ihrer Höhe. Mit Auslauflängen der Gießspiralen von 33.5 bzw. 34.5 mm besaß die borhaltige Legierung TiAl5Fe2.5BO.03 ähnliches Fließvermögen wie die borfreie Probe, die Form wurde jedoch nur bis zu einer Höhe von 7.5 - 8.6 mm gefüllt. Bei der Legierung TiAl5Fe2.5BO.03 erstarrte wesentlich mehr Werkstoff im Schmelztiegel als bei TiAl5Fe2.5. Dementsprechend beträgt das Verhältnis von Gesamtvolumen der Schmelze zu aus dem Schmelztiegel ausgeflossenen Volumen bei der borfreien Probe 1.76 - 2.01, bei der borhaltigen dagegen 2.3 - 2.51. Das Gießverhalten, das Fließ- und Formfüllungsvermögen be-

inhaltet, von $\text{TiAl}_5\text{Fe}_{2.5}$ ist somit günstiger als das von $\text{TiAl}_5\text{Fe}_{2.5}\text{BO.03}$.

5.3 Titan-Aluminium-Legierungen mit Gehalten an Co, Cr, Cu, Fe, Mn und Ni

Die Schmelzfläche des Systems $\text{Ti-Al-Co}^{13)14)}$ wurde durch metallographische und röntgenographische Untersuchungen ergänzt. Im Vierstoffsystem Ti-Al-Cu-Fe wurde der Schmelzraum eines quaternären Mischkristalls durch Zusammensetzen der Schmelzflächen zweier quasiternärer Schnitte durch das Konzentrationstetraeder ermittelt. Fließvermögen und mechanische Eigenschaften von Legierungen mit 5 Gew.-% Al und -2.5 Gew.-% Co, Cr, Cu, Co+Fe, Cu+Fe, Fe, Mn und Ni wurden geprüft; die Ergebnisse dieser Untersuchungen werden im folgenden dargestellt.

5.3.1 Schmelzgleichgewichte im ternären System Ti-Al-Co

Die in den binären Randsystemen auftretenden Phasenumsetzungen wurden den Zustandsschaubildern $\text{Al-Co}^{62)}$, $\text{Co-Ti}^{15)}$ und $\text{Al-Ti}^{59)60)}$ entnommen, wobei die Teilnahme der intermetallischen Verbindungen TiAl_2 , $\text{Ti}_5\text{Al}_{11}$ und $\text{Ti}_9\text{Al}_{23}^{63)}$ an Umsetzungen mit der Schmelze und mit festen Phasen jedoch nicht berücksichtigt wurde. Zusammen mit den Ergebnissen früherer Untersuchungen¹³⁾¹⁴⁾ ergibt sich die Schmelzfläche des Systems Ti-Al-Co , wie sie in Abb. 51 wiedergegeben ist. Die Vierphasenumsetzungen, an denen eine flüssige Phase beteiligt ist, sind der Abb. 52 zu entnehmen, ebenso wie die Umsetzungen im festen Zustand. Alle untersuchten Legierungen wurden eingetragen; Legierungen, von denen Gefügebilder im Gußzustand gezeigt werden, sind durch große, volle Punkte gekennzeichnet. Zur Ermittlung des ternären Systems wurden Legierungen erschmolzen, deren Zusammensetzung der in den Systemen $\text{Ti-Al-Fe}^{23)24)}$ und $\text{Ti-Al-Ni}^{21)27)}$ auftretenden ternären Phasen entspricht, und solche, deren Lage in der Nähe einer peritektischen oder eutektischen Rinne erwartet wurde. Es wurden drei ternäre Phasen beobachtet:

TiAlCo_2 (T_1), $\text{Ti}_{1+x}\text{Al}_{2-x}\text{Co}$ (T_3) und $\sim\text{Ti}_8\text{Al}_{22}\text{Co}_3$ (T_4). In Tabelle 7 werden Gitterstruktur und Härte HV5 dieser intermetallischen Verbindungen angegeben und mit den Verbindungen $T_1 - T_4$ der Systeme Ti-Al-Fe und Ti-Al-Ni verglichen; daneben sind die Phasen T_1 , T_2 und T_4 des Systems Ti-Al-Cu mit aufgeführt. Mit diesen drei intermetallischen Verbindungen ergeben sich im System Ti-Al-Co 15 Flächen der Primärkristallisation: $\beta\text{-Ti}$, $\gamma\text{-TiAl}$, TiAl_3 , $\alpha\text{-Al}$, Co_2Al_9 , $\text{Co}_4\text{Al}_{13}$, Co_2Al_5 , CoAl , $\alpha\text{-Co}$, TiCo_2 , TiCo , Ti_2Co , T_1 , T_3 und T_4 . Der β -Titanmischkristall kristallisiert bis etwa 30 Gew.-% Co und 55 Gew.-% Ti primär, zerfällt jedoch bei höheren Al- und Co-Konzentrationen, so daß bei einer Probe mit 11.8 Gew.-% Al und 25.7 Gew.-% Co bereits im Gußzustand $\alpha_2 + T_3$ auftreten (Abb. 53). Bei einem Gehalt von 10 Gew.-% Al und 35 Gew.-% Co findet eine Vierphasenumsetzung der von höheren Aluminiumkonzentrationen kommenden eutektischen Rinne $S = \beta\text{-Ti} + T_3$ mit der von höheren Co-Konzentrationen kommenden Rinne $S = \text{TiCo} + T_3$ entsprechend der Reaktion $S + T_3 = \beta\text{-Ti} + \text{TiCo}$ statt. Auf der von hier ausgehenden Rinne $S = \beta\text{-Ti} + \text{TiCo}$ liegt die oberhalb von 1030°C schmelzende Legierung $\text{TiAl}_{15.6}\text{Co}_{30.3}$ (Abb. 54). Ein ternäres Eutektikum, Schmelzpunkt 1004°C , bei ~ 5 Gew.-% Al und ~ 30 Gew.-% $\text{Co}^{14)}$ wurde nicht beobachtet; stattdessen läuft eine Vierphasenumsetzung $S + \text{TiCo} = \beta\text{-Ti} + \text{Ti}_2\text{Co}$ bei ca. 1030°C ab. Die intermetallische Verbindung TiCo wird im ternären Gebiet durch die Vierphasenumsetzung $S + T_1 + \alpha\text{-Co} = \text{TiCo}$ gebildet. Eine von dieser Umsetzung ausgehende peritektische Rinne reagiert mit $S + \text{TiCo} = \text{TiCo}_2$ zu $S + \text{TiCo} = \text{TiCo}_2 + \alpha\text{-Co}$. Die dabei entstehende Rinne $S = \alpha\text{-Co} + \text{TiCo}_2$ endet im binären System Ti-Co. Im Bereich dieser Umsetzungen liegt eine Legierung mit einem Gehalt von 5 Gew.-% Al und 77 Gew.-% Co. Sie ist ferromagnetisch und weist im Gußzustand Co-Primärmischkristalle mit Substruktur auf. Die Primärkristalle werden von TiCo peritektisch umhüllt (Abb. 55). Die Legierung $\text{TiAl}_{12.5}\text{Co}_{80.2}$ kristallisiert primär im Gebiet der intermetallischen Phase TiCo_2 , aus der sich bei der Abkühlung TiCo_3 ausscheidet. Daneben beobachtet man Eutektikum $\alpha\text{-Co} + \text{TiCo}_2$ (Abb. 56). Zwischen ~ 38 und 60 Gew.-% Al

und ca. 10 - 40 Gew.-% Co kristallisiert die Phase T_4 , $-Ti_8Al_{22}Co_3$. Mit 472^{+16}_{-8} HV5 wird eine deutlich geringere Härte als bei den anderen ternären Verbindungen gemessen. In einer Legierung $TiAl_{46.6}Co_{20.4}$ beobachtet man helle Dendriten aus T_4 , die in Eutektikum $T_3 + T_4$ eingebettet sind. (Abb. 57). Eine Straumanis-Aufnahme zeigt die Linien der kfz-Struktur von T_3 und einer $CuAu_3$ -Struktur mit $a = 3.95 \text{ \AA}$.

Da Legierungen mit höherem Aluminiumgehalt nicht untersucht wurden, wurde die Lage der peritektischen und eutektischen Rinnen zwischen den Liquidusflächen von $TiAl_3$, Co_2Al_{13} , Co_2Al_9 und α -Al aufgrund einer Temperaturbetrachtung in den binären Systemen Ti-Al und Al-Co und eines Vergleichs mit dem System Ti-Al-Fe²⁴⁾ abgeschätzt. Das Primärkristallisationsgebiet der ternären Phase T_3 erstreckt sich zwischen einem Aluminiumgehalt von 10 bis 38 Gew.-% und einem Kobaltgehalt von ca. 25 bis 50 Gew.-%. Eine ternäre Verbindung $Ti_{1+x}Al_{2-x}Co$ war in diesem Konzentrationsbereich bereits beschrieben worden¹⁴⁾. Im Gußzustand ist eine Legierung mit 20.2 Gew.-% Al und 44 Gew.-% Co zweiphasig (Abb. 58); ihre Härte beträgt 806^{+7}_{-3} HV10. Röntgenographisch sind ebenfalls zwei Phasen zu identifizieren: eine Phase mit kubischer Heusler-Struktur T_1 und eine kubisch-flächenzentrierte Phase T_3 mit $a = 11.9 \text{ \AA}$. Diese letztgenannte Verbindung weist, ähnlich wie in den Systemen Ti-Al-Fe und Ti-Al-Ni, eine charakteristische Form der Primärkristalle auf. In Abb. 59 wird eine beim Abkühlen aus der Schmelze in mehrere Teile zerfallene Probe mit 33.6 Gew.-% Al und 36.7 Gew.-% Co gezeigt, in der man etwa 85 % scharfkantige T_3 -Primärkristalle in Eutektikum T_3+T_4 erkennt. Sie weist eine Härte von 806^{+14}_{-3} HV10 auf. T_3 dürfte in einem kritischen Punkt bei ungefähr 1430°C durch die Reaktion $S+T_1 = T_3$ entstehen. T_1 kristallisiert primär im Konzentrationsbereich zwischen 10 bis 25 Gew.-% Al und 50 bis 70 Gew.-% Co. Eine Legierung $TiAl_{14}Co_{61.2}$, deren Zusammensetzung der stöchiometrischen Formel $TiAlCo_2$ entspricht, ist im Gußzustand homogen und besitzt eine Härte von 548^{+6}_{-6} HV10. Die Vermutung, daß sich

eine ununterbrochene Mischkristallreihe von der binären Verbindung TiCo zur binären Verbindung AlCo erstreckt¹⁴⁾, konnte nicht bestätigt werden. Feinstrukturaufnahmen von TiCo zeigten Linien der kubischen CsCl-Struktur mit einer Gitterkonstanten von $a = 2.99 \text{ \AA}$. Die ternäre Phase TiAlCo₂ besitzt dagegen die Heusler-Struktur mit einer Gitterkonstanten von $5.84 \text{ \AA}$. Dieser Wert stimmt mit dem in einer anderen Untersuchung berechneten Gitterparameter $a = 5.847 \text{ \AA}$ gut überein¹⁸⁾. T_1 wird in einem kritischen Punkt K durch die Reaktion $S + \text{CoAl} = T_1$ gebildet. Eine Legierung mit 11.2 Gew.-% Al und 49 Gew.-% Co zeigt primär 70 % T_1 , peritektisch umhüllt von T_3 und Eutektikum $\text{TiCo} + T_3$ (Abb. 60).

5.3.2 Schmelzgleichgewichte im quaternären System Ti-Al-Cu-Fe

Der Untersuchung der Schmelzgleichgewichte in zwei Schnitten durch das quaternäre System Ti-Al-Cu-Fe wurden die in den ternären Randsystemen Ti-Al-Cu²⁰⁾ und Ti-Al-Fe²³⁾²⁴⁾ auftretenden peritektischen und eutektischen Reaktionen zugrunde gelegt.

In die Schmelzfläche eines Schnittes mit den Eckpunkten Ti, AlCu (binäre intermetallische Verbindung mit krz-Struktur und einer Gitterkonstanten von $a = 2.95 \text{ \AA}$) und AlFe (durch Ordnungsvorgänge des α -Fe-MK bei 33 Gew.-% Al gebildete Überstruktur) wurden alle untersuchten Legierungen eingetragen (Abb. 61). Bei den Proben, an denen Aufschmelzversuche erfolgten, wird ihre Schmelztemperatur mit angegeben. Legierungen, von denen Gefügebilder wiedergegeben sind, werden durch volle Punkte gekennzeichnet. Zusammen mit einem quaternären Mischkristall TiAl(Cu,Fe) zwischen den beiden ternären intermetallischen Verbindungen TiAlFe ($T_{2\text{Fe}}$) und TiAlCu ($T_{2\text{Cu}}$) ergeben sich fünf Flächen der Primärkristallisation: β -Ti-MK, α_2 -MK, TiAl(Cu,Fe), TiAlFe₂ ($T_{1\text{Fe}}$) und ein nicht näher untersuchter Al-reicher Mischkristall, der hier mit Al(Cu,Fe,Ti) bezeichnet werden soll. In der titanreichen Ecke kristallisiert bis zu einer Titankonzentration von etwa 50 Gew.-% der β -Titanmischkristall primär. Eine Legierung TiAl_{18.7}Cu_{10.2}Fe₉ ist im Gußzustand noch nahezu homogen.

Das Primärkristallisationsgebiet des quaternären Mischkristalls $\text{TiAl}(\text{Cu}, \text{Fe})$ erstreckt sich von der intermetallischen Verbindung TiAlCu , die zwischen 8 und 45 Gew.-% Ti, und der intermetallischen Verbindung TiAlFe , die zwischen 28 und 55 Gew.-% Ti primär kristallisiert. Der Vergleich von röntgenographischer und Elektronenstrahlmikroanalyse einer Legierung $\text{TiAl}_{20.1}\text{Cu}_{22.8}\text{Fe}_{21.5}$, deren Zusammensetzung der stöchiometrischen Formel $\text{Ti}_2\text{Al}_2\text{CuFe}$ entspricht, mit den ternären Laves-Phasen TiAlCu und TiAlFe und ergänzenden Versuchen wie Härtemessung und Schmelzpunktbestimmung zeigt, daß sich zwischen diesen beiden ternären Verbindungen eine ununterbrochene quaternäre Mischkristallreihe bildet. Die quaternäre Legierung ist im Gußzustand zweiphasig, wobei der Anteil der zweiten Phase am Gesamtvolumen ungefähr 15 % beträgt. In der hellgrau angeätzten zweiten Phase sind Seigerungen zu erkennen, die durch eine Elektronenstrahlmikro-Linienanalyse nachgewiesen werden. Ihr Gehalt an Kupfer ist höher als im seigerungsfreien Hauptbestandteil des Gefüges (Abb. 62). In der im Schliffbild nahezu homogen erscheinenden Dreistofflegierung der stöchiometrischen Zusammensetzung TiAlFe sind Titan, Aluminium und Eisen gleichmäßig in der Matrix verteilt (Abb. 62). In den wenigen Anteilen einer zweiten Phase, die einen Durchmesser von maximal 5 μm besitzt, nehmen sowohl der Eisen- wie auch der Aluminiumgehalt geringfügig ab. Das Gefüge der Legierung mit der stöchiometrischen Zusammensetzung TiAlCu besteht zu etwa 88 % aus einer Phase, in der sich beim raschen Abkühlen aus der Schmelze hohe Eigenspannungen aufbauten, die zur Rißbildung führten, zu 10 % aus einer zweiten Phase mit stark angeätzten Korngrenzen und zu etwa 2 % aus einer nur schwach angeätzten dritten Phase. Die zweite Phase ist im Vergleich zur Matrix kupferreicher, während im dritten Gefügebestandteil die Kupferkonzentration, verglichen mit der Matrix, sinkt (Abb. 62). Ein Vergleich der Konzentrationsverhältnisse der einzelnen Legierungselemente (Tabelle 8) zeigt, daß bei der Vierstofflegierung das Verhältnis von $\text{Ti} : (\text{Cu} + \text{Fe})$ in der Matrix mit 0,85 etwa den Mittelwert zwischen dem Verhältnis von $\text{Ti} : \text{Fe}$ in der Dreistofflegierung TiAlFe und dem Verhältnis von $\text{Ti} : \text{Cu}$ in der Dreistofflegierung

TiAlCu bildet. Titan- und Aluminiumkonzentration sind im zweiten Gefügebestandteil der ternären kupferhaltigen und der quaternären Legierung ähnlich. In dieser Phase verhält sich bei TiAl_{20.1}Cu_{22.8}Fe_{21.5} der Cu- + Fe-Gehalt zur Aluminiumkonzentration ebenso wie bei TiAl_{19.5}Cu_{45.9} der Cu-Gehalt zur Aluminiumkonzentration.

Eine Röntgenfeinstrukturaufnahme der Probe TiAl_{20.1}Cu_{22.8}Fe_{21.5} zeigt Linien einer hexagonalen Laves-Phase vom MgZn₂-Typ mit $a = 5.03$ und $c = 8.08 \text{ \AA}$. Bei TiAlFe beträgt $a = 4.95$ und $c = 8.01 \text{ \AA}$, bei TiAlCu $a = 5.0$ und $c = 8.10 \text{ \AA}$. Somit folgt die Zunahme der Gitterkonstanten von TiAl_{20.1}Cu_{22.8}Fe_{21.5} im Rahmen der Meßgenauigkeit der Vegard'schen Regel.

Auf Grund dieser elektronenstrahlmikroanalytischen und röntgenographischen Ergebnisse und auf Grund von Aufschmelzversuchen zusätzlich zu der lichtmikroskopischen Gefügebeobachtung wurde das Primärkristallisationsgebiet von TiAl(Cu,Fe) entsprechend der Abb. 61 gezeichnet. Die Aufschmelzversuche ergaben, daß die Liquidusfläche zwischen TiAl_{20.1}Cu_{22.8}Fe_{21.5} und TiAl_{19.5}Cu_{45.9} ein Minimum durchläuft. Die Schmelztemperatur von TiAlFe beträgt mehr als 1300°C , die der beiden vorher genannten Legierungen jeweils 1240°C . Im folgenden wird der quaternäre Mischkristall TiAl(Cu,Fe) mit T_Q bezeichnet. In einer Legierung TiAl_{19.4}Cu_{28.1}Fe_{15.4} ist T_Q fast homogen. Bei der Abkühlung dieser Probe, deren Härte $631^{+8}_{-13} \text{ HV5}$ beträgt, bauten sich hohe Eigenspannungen auf, die zur Rißbildung führten (Abb. 63). In einer Probe, die 18 Gew.-% Al, 17.7 Gew.-% Cu und 21.7 Gew.-% Fe enthält, kristallisiert T_Q ebenfalls primär, peritektisch umhüllt von α_2 (Abb. 64); die Härte beträgt $707^{+6}_{-6} \text{ HV5}$. Mit gleichem Eisen-, aber geringerem Al- und Cu-Gehalt liegt eine Legierung TiAl_{14.9}Cu_{10.5}-Fe_{21.6} noch im Bereich der Primärkristallisation des β -Titanmischkristalls. Der β -Ti-MK wird peritektisch von T_Q umgeben (Abb. 65). Bei einer Legierungskonzentration von 21.5 Gew.-% Al, 10.8 Gew.-% Cu und 35.0 Gew.-% Fe wird T_Q von dem dunkel angeätzten Al(Cu,Fe,Ti)-Mischkristall peritektisch umhüllt (Abb. 66). Mit $713^{+13}_{-13} \text{ HV5}$ ist die Härte dieser Probe ebenfalls sehr hoch. In der Legierung

TiAl_{21.3}Cu_{17.9}Fe_{28.4} findet man neben T_Q einen größeren Anteil von Al-reichem Mischkristall, der infolge einer Kupferseigerung zum Teil sehr dunkel angeätzt wird (Abb. 67). Bei einer Aluminiumkonzentration von 22.7 Gew.-%, einer Kupferkonzentration von 28.5 Gew.-% und einer Eisenkonzentration von 21.9 Gew.-% kristallisiert der offenbar stark zu Seigerungen neigende aluminiumreiche Mischkristall primär (Abb. 68). Auffallend ist die zum Teil fast quadratische Kristallisationsform, die typisch für ternäre T₃-Phasen mit kubischer Struktur und einem Gitterparameter von $a = 11 - 12 \text{ \AA}$ ist, wie man sie in den Systemen TiAlFe und TiAlNi findet. Röntgenographisch können Linien dieser Struktur und die der hexagonalen Laves-Phase identifiziert werden. Der Primärkristall ist in z.T. entartetes Eutektikum T_Q + kupferreicher Al(Cu,Fe,Ti)-MK eingebettet.

Aus einem Vergleich eines Härteverlaufs, bei dem die Proben vom reinen Titan ausgehend zu etwa gleichen Anteilen Al, Cu und Fe (= gleiche At.-%-Gehalte von Cu und Fe und der Al-Gehalt in At.-% entspricht der Summe von Cu+Fe) zunehmen (Abb. 69a) mit einem Härteverlauf, bei dem die Proben im Verhältnis 1:2 an Al und Fe (= gleiche At.-% Gehalte von Al und Fe) zunehmen (Abb. 69 b) geht hervor, daß die Härte des β -Titanmischkristalls durch einen Eisenzusatz stärker erhöht wird als durch einen Zusatz, bei dem die Hälfte des Eisengehaltes durch Kupfer ersetzt wurde. Im Fall der Vierstofflegierungen steigt die Härte nach Überschreiten der der Phasengrenze zum Kristallisationsgebiet von T_Q zunächst geringfügig an. Im Fall der Dreistofflegierungen dagegen nimmt sie nach Überschreiten der Phasengrenze zu T_{2Fe} ab.

Metallographische und röntgenographische Untersuchungen an Legierungen der Zusammensetzung Ti₂Al₂XY mit X,Y = Co, Cu (Abb. 70); Co, Fe (Abb. 71); Co, Ni (Abb. 72); Cu, Ni (Abb. 73) und Fe, Ni (Abb. 74) erwiesen, daß sich in Vierstoffsystemen mit den genannten Legierungskomponenten in diesem Konzentrationsbereich keine quaternären intermetallischen Verbindungen ausbilden. Wie aus den Abb. 70 - 74 zu erkennen ist, sind diese Proben im Gußzustand zwei- oder mehr-

phasig. Neben einer hexagonalen Laves-Phase, die in allen Fällen den Hauptbestandteil des Gefüges bildet, konnten aus Straumanis-Röntgenaufnahmen Linien einer kubischen Struktur bestimmt werden. Es handelt sich hier vermutlich um die gleiche kfz-Struktur, die bei den ternären T_3 -Phasen beobachtet wird. Die Härte dieser Vierstofflegierungen bewegte sich zwischen 686^{+27}_{-47} HV5 und 820^{+5}_{-10} HV5. Durch eine Homogenisierungsglühung von 2 h bei $1000\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{H}_2\text{O}$ wurde bei den bisher beschriebenen Legierungen keine Veränderung des Gefüges bewirkt.

In einer Titanlegierung, die ungefähr 46 Gew.-% Titan enthält, kristallisiert dem Zustandsdiagramm Titan-Aluminium entsprechend primär $\gamma\text{-TiAl}$, das sich bei etwa $1400\text{ }^{\circ}\text{C}$ peritektisch mit der Schmelze zu $\text{Ti}_5\text{Al}_{11}$ umsetzt. Bei ungefähr $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ kommt es zu einer peritektoiden Reaktion $\gamma\text{-TiAl} + \text{Ti}_5\text{Al}_{11} = \text{TiAl}_2$ ⁶³⁾. Diese Umsetzungen stellen sich jedoch erst nach längerer Gleichgewichtsglühung ein, so daß die Legierung nach der Abkühlung im Lichtbogenofen im Gußzustand einen fast homogenen $\gamma\text{-TiAl}$ -Mischkristall aufweist. Diese Probe bildet einen Eckpunkt des Schnittes $\text{TiAl}_2 - \text{TiCu}_2 - \text{TiFe}_2$ im quaternären System Ti-Al-Cu-Fe, dessen Schmelzfläche in Abb. 75 dargestellt ist. Wie in den bisher beschriebenen Systemen wurden auch hier die untersuchten Legierungen eingetragen. Im aluminiumreichen Bereich ergaben sich 4 Flächen der Primärkristallisation. Eine Dreistofflegierung mit 39.6 Gew.-% Al und 18.4 Gew.-% Cu zeigt nach rascher Erstarrung aus der Schmelze von $\text{T}_{4\text{Cu}}$ (CuTi_2Al_5) peritektisch umhüllten $\gamma\text{-TiAl}$ -Primärkristall mit beginnendem Zerfall in $\text{Ti}_5\text{Al}_{11}$ (Abb. 76). In der quaternären Legierung $\text{TiAl}_{41.1}\text{Cu}_{8.5}\text{Fe}_{7.5}$ wird ebenfalls primär $\gamma\text{-TiAl}$ ausgeschieden. Daneben beobachtet man $\text{T}_{4\text{Cu}}$ und T_Q (Abb. 77). Wenn auf Kosten des Aluminiumgehaltes sowohl Kupfer- wie auch Eisenzusatz erhöht werden, wie bei $\text{TiAl}_{31.1}\text{Cu}_{15.7}\text{Fe}_{13.8}$, gelangt man in das Primärkristallisationsgebiet von T_Q . Im Schliffbild erscheint die Probe fast homogen; bei der Feinstrukturanalyse können neben den Linien der C14-Struktur auch Linien des $\gamma\text{-TiAl}$ -Mischkristalls nachgewiesen werden. Gegenüber der Legierung mit primär

kristallisiertem γ -TiAl steigt die Härte von 445_{-4}^{+9} HV5 auf 683_{-17}^{+30} HV5 an. Nach dem Abschrecken aus der Schmelze ($T = 1280^\circ\text{C}$) ist diese Probe, ebenso wie eine, die 22.8 Gew.-% Al, 14.7 Gew.-% Cu und 25.8 Gew.-% Fe enthält, fast homogen. Bei nahezu gleichem Legierungsgehalt an Aluminium von 22.6 Gew.-%, einem Gehalt von 21.8 Gew.-% Cu und 19.1 Gew.-% Fe beobachtet man etwa 5 % beim Ätzen bräunlich anlaufende, zweite Phase $T_{4\text{Cu}}$ im Gußzustand (Abb. 78a). Nach dem Abschrecken von einer Temperatur von 1280°C , bei der diese Legierung ebenfalls aufgeschmolzen ist, liegt primär T_Q in Eutektikum aus $T_Q + T_{4\text{Cu}}$ vor (Abb. 78b). Auch eine Legierung mit 15.3 Gew.-% Al, 27 Gew.-% Cu und 23.8 Gew.-% Fe ist im Gußzustand zweiphasig (Abb. 79a). 70 % primär kristallisiertes T_Q wird von einem eisenreichen Mischkristall peritektisch umhüllt. Die Härte beträgt 635_{-12}^{+9} HV5. Nach dem Abschrecken von 1280°C findet man große Primärkristalle (T_Q), die von einem hellgrau angeätzten eisenreichen Mischkristall umgeben werden. Die Restschmelze erstarrte eutektisch; es sind die beiden Phasen T_Q und $T_{1\text{Cu}}$ (TiAlCu_2) zu erkennen (Abb. 79b).

Aus den beiden quasiternären Schnitten $\text{Al}_2\text{Ti} - \text{Cu}_2\text{Ti} - \text{Fe}_2\text{Ti}$ und $\text{Ti} - \text{CuAl} - \text{FeAl}$ wird der Raum der Primärkristallisation von T_Q entsprechend der Abb. 80 konstruiert, der mit dem Kristallisationsraum des β -Titanmischkristalls im Gleichgewicht steht. Die Darstellung erfolgt hier in At.-%-Angaben, um dem Wesen der Substitutions-Mischkristallbildung Rechnung zu tragen, bei dem einzelne Atome eines Legierungselementes durch die eines anderen Legierungselementes ersetzt werden.

5.3.3 Gefüge und mechanische Eigenschaften von Titanlegierungen mit 5 Gew.-% Al und ca. 2.5 Gew.-% Co, Cr, Cu, Co+Fe, Cu+Fe, Fe, Mn und Ni

Um einen Vergleich der Wirkung unterschiedlicher Legierungszusätze auf mechanische und Gießeigenschaften zu erhalten, wurde Titan mit jeweils gleichen Atomprozent-Anteilen an Legierungselementen legiert. Im Fall von Aluminium wurden

8.58 At.-%, was ca. 5 Gew.-%, im Fall der Übergangsmetalle 2.07 At.-%, was 2.33-2.8 Gew.-% entspricht, zugesetzt.

Der gerade Teil der Gießspirale wurde nicht von allen Legierungen so gut ausgefüllt, daß, wie zunächst beabsichtigt, Zugproben daraus angefertigt werden konnten. Auch in einer eigens dazu angefertigten Kokille, Abb. 3, gelang der Abguß von Zugstäben nur unbefriedigend, da der Steiger und der Einlauf von der rasch erstarrenden Schmelze verschlossen wurden und die Luft nicht mehr entweichen konnte. Von einigen Legierungen und Titan techn. Reinheit wurden dennoch auf diese Weise Zugproben hergestellt und die Ergebnisse der mechanischen Prüfung in Tabelle 9 zusammengefaßt.

Um von allen Legierungen mechanische Kennwerte zu erhalten, wurden sie in einer Stabkokille zu Barren umgeschmolzen und daraus Zugstäbe entnommen. Die mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung sind in Abb. 81a und 81b eingetragen. Festigkeits- und Formänderungskennwerte der in die senkrecht stehenden Kokille (Abb. 3) gegossenen Proben sind wegen der größeren Abkühlungsgeschwindigkeit höher (Tabelle 9) als bei den in der waagrechten Kupferkokille erstarrten Proben (Abb. 81a + b). In der Reihe der Legierungselemente Cr, Mn und Fe nehmen Zugfestigkeit und Streckgrenze zu, die Bruchdehnung von 9.3 % um die Hälfte auf 4.5 % ab (Abb. 81a). Am Beispiel der Legierung TiAl5Fe2.5 zeigt sich, daß eine höhere Abkühlungsgeschwindigkeit höhere mechanische Festigkeit bewirkt. Die Abkühlungsgeschwindigkeit steigt mit abnehmender Schmelzmenge. Bei den in Abschnitt 5.2.2 beschriebenen Proben betrug sie ca. 130 g, in diesem Versuch dagegen ~25 g. Die nickelhaltige Probe weist die niedrigste Festigkeit aller geprüften ternären und quaternären Legierungen bei gleichzeitig sehr geringer Dehnung von 1 % auf. Die binäre Legierung TiAl5 erreicht die Festigkeit der ternären Legierungen nicht, zeigt aber höhere Formänderungskennwerte. Während ein Ersatz der Hälfte des Kupfergehaltes durch Eisen die Zugfestigkeit von TiAl5Cu2.83 kaum beeinflusst, werden bei der quaternären Legierung deutlich günstigere

Dehnungs- und Einschnürungswerte als bei der ternären kupferhaltigen Legierung gemessen (Abb. 81b). Eine Erhöhung der Zugfestigkeit gegenüber den Dreistofflegierungen $\text{TiAl}_5\text{Fe}_{2.5}$ und $\text{TiAl}_5\text{Co}_{2.63}$ wird erreicht, wenn man die Hälfte des Eisengehaltes durch Kobalt ersetzt. Die Brucheinschnürung dieser Vierstofflegierung $\text{TiAl}_5\text{Co}_{1.32}\text{Fe}_{1.2}$ beträgt allerdings nur 4.4 %, die Dehnung 7.2 %. Bei gleicher Abkühlungsgeschwindigkeit und gleicher Legierungskonzentration führen die Gehalte an unterschiedlichen Übergangsmetallen zu teilweise unterschiedlicher Gefügeausbildung. In der chromhaltigen Legierung wandelte sich die Hochtemperaturphase β -Ti martensitisch um (Abb. 82). Es ist bekannt, daß Chrom die kritische Abkühlgeschwindigkeit zur Martensitbildung herabsetzt⁽⁶⁾. Bei der Probe, die Mangan enthält, erfolgte im Anschluß an die Martensitbildung von den Korngrenzen ausgehend die Umwandlung in die α -Phase (Abb. 83). Die Gefüge der ternären und quaternären Legierungen mit Fe, Co, Ni und Cu sind ähnlich und zeigen α -Platten innerhalb der ehemaligen β -Körner. Die Korngrenzen sind mit α -Phase belegt (Abb. 84 - 88).

5.3.4 Fließvermögen von Titanlegierungen mit 5 Gew.-% Al und ca. 2.5 Gew.-% Co, Cr, Cu, Co+Fe, Cu+Fe, Fe, Mn und Ni

Da über das Fließvermögen von Titan und seinen Legierungen bisher wenig bekannt ist, wurde für Vorversuche die geometrisch einfache Form eines Keils gewählt. Beim Abguß in die in Abb. 4 dargestellte Kokille erstarrte der größte Teil der aus dem Tiegel ausgeflossenen Schmelzmenge, ca. 13 cm^3 , in der zylindrischen Eingußöffnung und lief nur wenig in den Keil vor. Für die weiteren Versuche wurde deshalb ein Trichter entsprechend der Abb. 7a in die Eingußöffnung der Kokille eingesetzt. Durch das Auftreffen des Gießstrahls auf eine abgeschrägte Wandung wird die Schmelze mit großer Geschwindigkeit in die Form eingebracht; eine Wirbelbildung, wie sie beim Auftreffen auf eine senkrechte Fläche und Hochsteigen und Zurückfallen an der Zylinderwandung auftritt und die die Eintrittsgeschwindigkeit in den Formhohlraum vermindert, wird dadurch vermieden. Bei

dieser Versuchsanordnung wurde die Keilform sowohl von Titan technischer Reinheit (130^{+3}_{-2} HB 2.5/62.5), Titan mit ca. 0.4 Gew.-% O (278^{+25}_{-25} HB 2.5/62.5) und TiAl6V4 vollständig gefüllt. In allen Fällen trat auch Schmelze durch den Steiger aus und drang in die Teilungsnaht zwischen Ober- und Unterteil der Form ein (Abb. 89a und b). Die Dicke der Gießkeilspitze betrug bei Ti und Ti00.4 0.25-0.30 mm, die von TiAl6V4 0.20 - 0.25 mm. Die Kanten der Gießkeile waren in zwei Dritteln der Gesamtlänge, von der Spitze der Keile ausgehend, sehr scharf ausgebildet, Bearbeitungsspuren der Kokillenwand wurden von der Schmelze in diesem Bereich genau nachgezeichnet und sind auf den Gußteilen gut zu erkennen. In der Nähe der Eingußöffnung rundeten sich die Kanten unter dem Einfluß der Oberflächenspannung stark ab. Die Schmelze fließt mit hoher Geschwindigkeit in die Spitze des Keils und füllt erst diese. Sie ist so dünnflüssig, daß sie Konturen gut nachzeichnet und in schmale Öffnungen, wie die Teilungsnaht der Form, eindringt. Von der Spitze aus fließt sie in Richtung Eingußöffnung zurück und stößt mit der aus dem nunmehr gefüllten Gießtumpel einströmenden kälteren Schmelze zusammen. Wegen der unterschiedlichen Kontraktion kommt es in diesem Bereich, 10 - 20 mm vom Einguß entfernt, zur Rißbildung über die Breitseite des Keils (Abb. 89b). Diese Vorversuche zeigten, daß mit geeignetem Einlauf eine einfache Form von den genannten Legierungen gefüllt wird.

Beim Abguß von Ti-Al-(X)-Legierungen (X = Übergangsmetall) in die Spiralform weist die binäre Legierung TiAl5 die längsten Gießspiralen auf (Abb. 90). Der Formhohlraum von 10.2 mm wird bei einer Auslauflänge von 79 mm gleichmäßig gefüllt. Bei einem zweiten Versuch beträgt die Länge der Spirale 95 mm; die Form ist jedoch nicht gleichmäßig und nicht in ihrer gesamten Höhe gefüllt. Mit dem Fließ- und Formfüllungsvermögen dieser Legierung ist das von TiAl6V4 vergleichbar. Anschließend folgen TiAl5Cr2.33 und Titan technischer Reinheit mit sehr ähnlichem Fließ- und Formfüllungsvermögen. Bei der quaternären Legierung TiAl5Cu1.42Fe1.25 läuft die Schmelze in beiden Gießversuchen mit 75 bzw. 77 mm sehr weit aus; die Höhe der Gießspiralen ist jedoch nicht gleichmäßig,

sie beträgt 7.0 bis 9.9 mm. Gleiche Spirallängen mit ca. 60 mm werden bei TiAl5Mn2.46 und TiAl5Cu2.83 gemessen, wobei die erstgenannte Legierung ein günstigeres Formfüllungsvermögen aufweist. Die Auslaufänge der TiAl5Co2.63-Schmelze in der Spiralform beträgt ebenso wie die der TiAl5Co1.32Fe1.25-Schmelze maximal 50 mm, die Form wird jedoch nur 8.1 bis 9.2 mm ($\hat{=}$ 81 - 92 %) gefüllt. Bei guter Formfüllung weisen zwei Gießspiralen aus der Legierung TiAl5Fe2.5 Auslaufängen von 31 bzw. 31.5 mm auf, während in einem dritten Versuch eine Spirallänge von 47 mm gemessen wird. Hier wird die Form jedoch nicht völlig gefüllt. Das ungünstigste Fließvermögen beobachtet man bei der Legierung TiAl5Ni2.62 mit Spirallängen zwischen 30 und 32.5 mm, wobei eine Formfüllung nicht erreicht wird. In Abb. 91 wird dargestellt, wie sich bei unterschiedlichen Legierungen das aus dem Schmelztiegel ausgeflossene Volumen zum Gesamtvolumen der Schmelze verhält. Bei TiAl5Cu1.42Fe1.25 ergibt sich wegen der unterschiedlichen Formfüllung der Gießspiralen bei gleicher Auslaufänge eine große Schwankungsbreite. Diese Legierung ist, unter Berücksichtigung von Spirallänge und aus dem Tiegel ausgeflossenen Volumen, besser vergießbar als die Legierungen TiAl5Co2.63, TiAl5Cu2.83, TiAl5Co1.32Fe1.25 und TiAl5Ni2.62. Für TiAl5Fe2.5 ergeben sich günstigere Verhältnisse als bei Betrachtung der Gießspiralenlänge. Ihr Fließvermögen wird aber von den Legierungen TiAl5, TiAl6V4, TiAl5Cr2.33, TiAl5Mn2.46 und Titan technischer Reinheit weit übertroffen. Zum Vergleich wurden auch die eutektischen Legierungen TiFe32.3, TiNi28.5 und TiNi28.5Cu2 mit eingetragen. Sie besitzen ein wesentlich günstigeres Fließverhalten als die übrigen untersuchten Titanlegierungen. Bei keiner der vergossenen Legierungen war eine Reaktion der Schmelze mit der Kupferkokille zu beobachten. Die Oberfläche der einzelnen Gießspiralen war in allen Fällen blank.

6. Diskussion der Ergebnisse

Die Ergebnisse der Untersuchung von Schmelzgleichgewichten in verschiedenen ternären und quaternären Legierungssystemen des Titans und die mechanischen und Gießeigenschaften von Legierungen aus dem Bereich dieser Systeme, von TiAl₅-Legierungen mit Gehalten an Übergangsmetallen und Ti-Al-Fe-Legierungen mit geringen Borgehalten werden im folgenden zusammengefaßt und diskutiert.

6.1 Schmelzgleichgewichte in ternären und quaternären Legierungssystemen des Titans

In den zur Herstellung der Ti-Ag-Fe-Legierungen verwendeten Ti-Ag-Vorlegierungen mit 10, 14,8 und 27 Gew.-% Ag werden im Gefüge der β -Ti-MK und bei höheren Silberkonzentrationen die intermetallische Verbindung TiAg beobachtet. Durch Zulegieren von Eisen wird das in der Phase TiAg zunächst abgebundene Silber ausgetrieben und liegt dann als Ag-MK vor. Dieser nicht im β -Ti-MK gelöste Silbergehalt trägt nicht zu einer Erhöhung der Zähigkeit von Ti-Fe-Legierungen bei, wie ein Vergleich der Härte von TiFe_{32,3} (550 HV₁₀) und TiFe_{30,5}Ag_{4,2} (517 HV₁₀) und TiAg_{22,7}Fe_{22,6} (530 HV₁₀) zeigt. Im System Ti-B-Fe kristallisieren Legierungen mit geringeren Eisenkonzentrationen als 32,3 Gew.-% und Borgehalten von 0,8-max. 2 Gew.-% im Bereich des β -Ti-MK. In einer Legierung der Zusammensetzung TiFe_{31,3}BO_{0,54} treten im Gußzustand der β -Ti-MK, Eutektikum β -Ti-MK+TiFe und Eutektikum TiB+TiFe auf. Eine Legierung TiFe₂₃BO_{0,556} zeigt nur die beiden Phasen β -Ti-MK und TiB. Diese Legierung besitzt im Vergleich zu TiFe_{32,3} eine noch höhere Härte von 572 HV₁₀. Sehr ähnliche Härtewerte weisen auch die siliziumhaltigen Ti-Fe-Proben auf. Da vom β -Ti-MK ein höherer Anteil an Silizium als an Bor gelöst werden kann, beobachtet man im Gefüge einer Legierung TiFe_{30,2}Si_{0,422} mit etwa gleichem Fe-Gehalt wie die bereits genannte Probe TiFe_{31,3}BO_{0,54} nur zwei Phasen: β -Ti-MK und TiFe. Bei einem Gehalt von 22,8 Gew.-% Fe und 1,61 Gew.-% Si findet man neben dem primär kristallisierten β -Ti-MK Eutektikum β -Ti-MK+Ti₅Si₃.

Im ternären System Ti-Al-Co wurden drei ternäre intermetallische Verbindungen der Zusammensetzung $TiAlCo_2$, $Ti_{1+x}Al_{2-x}Co$ und $Ti_8Al_{22}Co_3$ beobachtet. Ein Vergleich der im Abschnitt 2 beschriebenen ternären Legierungssysteme zeigt, daß ternäre intermetallische Phasen offenbar bevorzugt dann auftreten, wenn sich die Atomradien von jeweils zwei Legierungselementen nicht zu stark unterscheiden, wie das bei Ti und Al mit Atomradien von 1.47 bzw. 1.43 Å oder bei Ni und Cu von 1.25 und 1.28 Å der Fall ist. Die Härte dieser Verbindungen bewegt sich zwischen fast 500 und mehr als 800 HV. Technische Bedeutung erlangen derartige Verbindungen, wenn ein Mischkristall bei mit fallender Temperatur abnehmender Löslichkeit eine intermetallische Phase oder deren Vorstufe ausscheidet und damit eine Aushärtung erreicht wird. Bei Gußlegierungen, die ohne weitere Wärmebehandlung eingesetzt werden sollen, ist dies ohne Belang. Einige der in größeren Mengen vergossenen technischen Legierungen, wie $TiAl6V4$ oder $TiAl6V6Sn2$, werden nach dem Gießen jedoch meist einer Glühbehandlung unterzogen. Bei einem Legierungsgehalt von 2.8 Gew.-% Al und 6.2 Gew.-% Co wird die β -Phase beim raschen Abkühlen aus der Schmelze bis auf Raumtemperatur stabilisiert. Wegen der in Lösung befindlichen Legierungselemente beträgt die Härte 414^{+7}_{-5} HV10; damit verbunden ist sicherlich auch eine Verminderung des Formänderungsvermögens, so daß eine Legierung mit so hohen Gehalten an Aluminium und Kobalt für Knet- oder Gußlegierungen nicht geeignet erscheint. Der α -Titanmischkristall kann durch die ternäre Verbindung $Ti_{1+x}Al_{2-x}Co$ nicht ausgehärtet werden, da er mit ihr wegen der im festen Zustand ablaufenden Umsetzung $\beta\text{-Ti-MK} + Ti_{1+x}Al_{2-x}Co = \alpha_2 + TiCo$ nicht im Gleichgewicht steht.

Im quaternären System Ti-Al-Cu-Fe kommt es zur Bildung eines quaternären Mischkristalls zwischen der intermetallischen Verbindung $TiAlCu$ und der intermetallischen Verbindung $TiAlFe$. Mit Hilfe von zwei Schnitten wurden die Phasengrenzen dieses Mischkristalls, der bei höheren Temperaturen mit dem β -Ti-MK im Gleichgewicht steht, ermittelt und daraus der Primärkristallisationsraum innerhalb des quaternären Systems kon-

struiert. Im Gußzustand findet man bei einem Gehalt von 8.7 Gew.-% Al, 10.2 Gew.-% Cu und 9.0 Gew.-% Fe Ausscheidungen des quaternären Mischkristalls $\text{TiAl}(\text{Cu}, \text{Fe})$ im β -Ti-MK, die die Härte einer ausscheidungs-freien Legierung $\text{TiAl}_{5.7}\text{Cu}_{6.8}\text{-Fe}_{5.9}$ gegenüber von 377_{-6}^{+6} auf 490_{-7}^{+7} HV5 beträchtlich erhöhen. Bei Verminderung der Legierungskonzentration auf 2.8 Gew.-% Al, 3.3 Gew.-% Cu und 2.9 Gew.-% Fe beobachtet man martensitisches Gefüge mit einer Härte von 363_{-6}^{+10} HV5. Bei gleicher Vorbehandlung zeigt eine Dreistofflegierung $\text{TiAl}_{2.8}\text{Fe}_{5.9}$, in der der Kupferanteil im Vergleich zur eben genannten Probe durch Eisen ersetzt wurde, den β -Ti-MK und eine um 15 HV5 höhere Härte. Durch den Kupferzusatz wird also die kritische Abkühlgeschwindigkeit zur Martensitbildung vermindert.

6.2 Einfluß eines Borzusatzes auf die mechanischen Eigenschaften von Ti-Al-Fe-Legierungen

Durch einen Borzusatz von 0.01 - 0.05 Gew.-% zu den Legierungen $\text{TiAl}_{5.7}\text{Fe}_{1.25}$ und $\text{TiAl}_{5.7}\text{Fe}_{2.5}$ wird verhindert, daß sich bei der β/α -Umwandlung die α -Platten in großen Bereichen gleich orientieren. Im Gußzustand weisen die Legierungen $\text{TiAl}_{5.7}\text{Fe}_{1.25}\text{BO.01}$ (291_{-4}^{+6} HV10) und $\text{TiAl}_{5.7}\text{Fe}_{1.25}\text{BO.05}$ (305_{-4}^{+4} HV10), deren Gefüge aus an Eisen übersättigten, schmalen α -Ti-MK-Plattenpaketen besteht, eine höhere Härte auf als nach einer Wärmebehandlung von 16 h bei 800 °C. Bei dieser Glühung im $\alpha+\beta$ -Gebiet reichert sich Eisen im β -Ti-MK und Al im α -Ti-MK an. Durch den hohen Eisenanteil kann der β -Ti-MK auf RT abgeschreckt werden. Dieser Gefügezustand besitzt bei den Legierungen $\text{TiAl}_{5.7}\text{Fe}_{1.25}\text{BO.01}$ und $\text{TiAl}_{5.7}\text{Fe}_{1.25}\text{BO.05}$ eine Härte von 272 HV10. Eine Auslagerung von 5 h bei 475 °C führt durch Ausscheidung der intermetallischen Verbindungen $\text{TiFe} + \text{TiB}$ aus dem α -Titanmischkristall zu einer Steigerung der Härte auf 308_{-2}^{+4} HV10 im Fall der Legierung $\text{TiAl}_{5.7}\text{Fe}_{1.25}\text{BO.01}$ und 313_{-9}^{+4} HV10 im Fall von $\text{TiAl}_{5.7}\text{Fe}_{1.25}\text{BO.03}$. Gegenüber dem Gußzustand beträgt die Härtezunahme etwa 10 HV10. Im Vergleich zu den Legierungen $\text{TiAl}_{5.7}\text{Fe}_{1.25}$ und $\text{TiAl}_{5.7}\text{Fe}_{2.5}$ weisen die borhaltigen Legie-

rungen $\text{TiAl}_5\text{Fe}_{1.25}\text{BO}_{.03}$ und $\text{TiAl}_5\text{Fe}_{2.5}\text{BO}_{.03}$ nicht nur geringfügig höhere Festigkeit, sondern vor allen Dingen doppelt so hohe Formänderungskennwerte auf. Eine Glühung von 30 min 1000°C/L im β -Gebiet führt zu einer teilweisen Beseitigung der im Gußzustand beobachteten Eisenseigerungen und damit zu einer geringfügigen Verbesserung der mechanischen Eigenschaften. Bei makroskopischer Betrachtung zeigt sich die Bruchfläche einer borfreien Zugprobe sehr grobkörnig und glänzend, die einer borhaltigen dagegen matt und feinkörnig. Bei höherer Vergrößerung im Rasterelektronenmikroskop erkennt man, daß der Bruch bei den borfreien Legierungen meist senkrecht zu gleich orientierten α -Plattenkolonien erfolgte. Dies führt zu einem terrassenartig aussehenden, grobkörnigen Bruchgefüge. Bei den borhaltigen Legierungen dagegen, in denen die gleichgerichteten α -Bereiche wesentlich kleiner sind, wird diese Terrassenbildung nicht beobachtet. Ein beim Zugversuch im Probeninneren beginnender Riß muß seine Ausbreitungsrichtung, die bevorzugt entlang von günstig orientierten α -Platten verläuft, häufiger verändern als bei den borfreien Legierungen. Dadurch nimmt die Rißweglänge zu und die Probe bricht erst bei größerer plastischer Verformung. Bei Erhöhung des Borgehaltes von 0.03 auf 0.05 Gew.-% in der Legierung $\text{TiAl}_5\text{Fe}_{1.25}$ werden Zugfestigkeit und insbesondere Formänderungskennwerte durch Ausscheidung von spröden Boridnadeln, Härte ca. 2700 HV, an den Korngrenzen wieder vermindert.

Das Schwingverhalten wird durch einen Borzusatz im Vergleich zu borfreien Legierungen kaum beeinflusst. Bei der Legierung $\text{TiAl}_5\text{Fe}_{2.5}\text{BO}_{.03}$ wird in einem Fall die höchste Schwingfestigkeit gemessen, jedoch ist die Fehlerbreite auch größer als bei der Legierung $\text{TiAl}_5\text{Fe}_{2.5}$. Eine Wärmebehandlung von 10 min 1000°C , Ofenabkühlung auf 700°C und zweistündiges Halten bei dieser Temperatur verändert das Schwingverhalten nicht.

6.3 Zusammenhang zwischen Legierungszusammensetzung, Gießverhalten und mechanischen Eigenschaften von Titanlegierungen

Aus früheren Untersuchungen ist bekannt, daß Legierungen, die ein Erstarrungsintervall aufweisen, geringeres Fließvermögen besitzen als Legierungen mit diskretem Schmelzpunkt. Mit zunehmender Differenz zwischen Liquidus- und Soliduslinie nimmt das Fließvermögen ab⁴¹⁾⁶⁵⁾, da unter einem Temperaturgefälle in die Schmelze hineinwachsende Primärkristalle den freien Strömungsquerschnitt vermindern, Reibungswiderstände verursachen und zu turbulenter Strömung führen. Tatsächlich findet man bei den eutektischen Legierungen TiFe32.2 und TiNi28.5, bei denen sich bei der Erstarrung der Strömungsquerschnitt gleichmäßig vom Rand zur Mitte hin verkleinert, ein sehr gutes Fließvermögen im Vergleich zu Legierungen mit nicht eutektischer Zusammensetzung. Auch die zweiphasige, eutektische Dreistofflegierung TiNi28.5Cu₂, deren Erstarrungsintervall klein ist, besitzt ein günstiges Gießverhalten. Da jedoch auch ein Silberzusatz zur Steigerung der Zähigkeit die Härte, die bei den eutektischen Legierungen 500 - 560 HV₁₀ beträgt, nur geringfügig vermindert, sind diese Legierungen als technische Gußlegierungen nicht geeignet. Allein kann jedoch die Differenz zwischen Liquidus- und Soliduslinie nicht ausschlaggebend für das Fließvermögen sein, da z.B. TiAl6V₄ eine längere Gießspirale aufweist als Titan technischer Reinheit und auch an der Spitze eines Gießkeiles dünner ausfließt als das reine Metall. Dies wird auf die durch den Aluminiumzusatz verminderte Wärmeleitfähigkeit⁶⁶⁾⁶⁷⁾ der Legierung zurückgeführt. Wenn man jedoch nur Legierungen betrachtet, die etwa 5 Gew.-% Aluminium und ca. 2.5 Gew.-% unterschiedlicher Übergangsmetalle enthalten, ergibt sich eine Abhängigkeit zwischen Fließvermögen und Temperaturdifferenz zwischen Liquidus- und Soliduslinie. In Abb. 93 wurde das Verhältnis zwischen dem Gesamtvolumen zu dem aus dem Schmelztiegel ausgeflossenen Volumen in Abhängigkeit der Temperaturdifferenz von Liquidus- zu Soli-

uslinie aufgetragen. Da Daten für ternäre Legierungen nicht vorliegen, wurden die Werte der Erstarrungsintervalle von binären Titanlegierungen mit den jeweiligen Übergangsmetallen eingesetzt¹⁵⁾⁵⁴⁾⁵⁵⁾⁶⁰⁾⁶⁸⁾⁶⁹⁾. Auch hier waren Solidus- und Liquidustemperatur nicht in allen Fällen gemessen worden. Diese Temperaturen wurden dann abgeschätzt (Abb. 92). Sie stellen deshalb keine Absolutwerte dar, sondern geben eine Abstufung zwischen den einzelnen Legierungen an. Aus den binären Systemen wurde entnommen, daß eine Legierung der Zusammensetzung TiNi_{2.63} das größte und TiAl₅ das kleinste Erstarrungsintervall aufweist. Im Experiment zeigte TiAl₅ das günstigste, TiAl₅Ni_{2.63} das ungünstigste Gießverhalten. Wegen ihres geringen Formänderungsvermögens kommt diese letztgenannte Legierung für technische Anwendungen nicht in Betracht. Von den ternären Legierungen weist die eisenhaltige Probe TiAl₅Fe_{2.5} mit 931 ± 8 N/mm² die höchste mechanische Festigkeit auf. Die Dehnung beträgt 4.5 ± 1 % und wird durch einen Borzusatz von 0.03 Gew.-% auf 10 % verbessert. Das Fließvermögen nimmt jedoch im Vergleich zu der borfreien Legierung ab, was durch die infolge der keimbildenden Wirkung des Bors raschere Erstarrung der Schmelze verursacht wird.

Aus der Gruppe der geprüften Legierungen mit 5 Gew.-% Al und ca. 2.5 Gew.-% Übergangsmetallgehalt ist wegen ihres guten Fließvermögens, das dem von Titan technischer Reinheit vergleichbar ist, TiAl₅Cr_{2.33} am ehesten als Gußlegierung einsetzbar. Ihre Zugfestigkeit liegt jedoch mit 871 ± 4 N/mm² erheblich unter derjenigen einer Knetlegierung gleicher Zusammensetzung mit 1110 N/mm² (vergl. Abschn. 2.1). Die Dehnung ist mit 9.3 ± 1 % jedoch höher als die der im ($\alpha + \beta$)-Gebiet geglühten Knetlegierung mit 5.7 %. Durch Erhöhung des Legierungsgehaltes kann, wie auch bei den Fe-, Mn-, Co- und Cu-haltigen Legierungen, eine Steigerung der Zugfestigkeit erreicht werden⁷⁰⁾. Da sich bei Legierungen mit Fe, Mn, Co und Cu gleichzeitig damit aber die Temperaturdifferenz zwischen Liquidus- und Soliduslinie vergrößert bis die Löslichkeitsgrenze des jeweiligen Legierungselementes im β -Ti-MK erreicht ist, wird sich das

Fließvermögen weiter vermindern. Im System Ti-Cr nimmt im Vergleich dazu die Temperaturdifferenz zwischen Liquidus- und Soliduslinie in geringerem Maße bis zu einer Chromkonzentration von ~20 Gew.-% zu und dann bis zu einem Schmelzpunktminimum bei 40 Gew.-% und 1380 °C wieder ab. Deshalb ist zu erwarten, daß auch Legierungen mit höheren Cr-Gehalten noch gutes Gießverhalten zeigen.

7. Zusammenfassung

Zur Entwicklung von Titangußlegierungen aus dem Bereich von Mehrstoffsystemen des Titans wurden Fließvermögen, Härte und teilweise die mechanischen Eigenschaften zahlreicher Legierungen geprüft. Um das Fließvermögen der Legierungen zu bestimmen, wurden Proben der entsprechenden Zusammensetzung in einem wassergekühlten Kupferschmelztiegel aufgeschmolzen und in eine spiralförmige Kupferkokille abgegossen. Diese Kokille unterscheidet sich aus apparativen Gründen von der sonst üblichen Formfüllprobe. Die Schmelze läuft aus einem in gleicher Höhe wie die Gießspirale liegenden Gießtümpel in die äußerste Windung einer sich zur Mitte hin verjüngenden Spirale ein. Die Auslaflängen der Gießspiralen dienen zum Vergleich des Fließvermögens der verschiedenen Legierungen. Da bei den unterschiedlichen Legierungen eine unterschiedliche Schmelzmenge aus dem Tiegel austritt, ist der metallostatistische Druck, unter dem die Schmelze in die Form fließt, nicht bei allen Versuchen konstant. Deshalb wird als zusätzliches Maß für das Gießverhalten der Legierungen das aus dem Kupferschmelztiegel ausgeflossene Volumen in Relation zum Gesamtschmelzvolumen betrachtet.

Die eutektischen Legierungen TiFe_{32.3} (550 HV₁₀), TiNi_{28.5} (500 HV₁₀) und TiNi_{28.5}Cu₂ (560 HV₁₀) zeigen ein günstigeres Fließvermögen als die technischen Legierungen TiAl₅ und TiAl_{6V4} und Titan technischer Reinheit; das beste Gießverhalten besitzt TiFe_{32.3}. Das Formänderungsvermögen dieser Legierungen ist so gering, daß im Zugversuch eine Probe aus TiFe_{32.3} noch im Bereich der Hooke'schen Geraden ohne plastische Verformung gebrochen ist. Eine ebenfalls eutektische, silberhaltige Legierung der Zusammensetzung TiFe_{30.5}Ag_{4.2} weist eine der Legierung TiFe_{32.3} gegenüber nur geringfügig auf 517 HV₁₀ verminderte Härte auf. Durch Verringerung des Eisengehaltes bei den Legierungen TiFe_{31.3}BO_{0.54} (512 HV₁₀) und TiFe_{31.2}Si_{0.196} (514 HV₁₀) beginnt die Primärkristallisation im Bereich des β -Ti-MK, wodurch die Schmelztemperatur ansteigt. Die bereits sehr

hohe Härte der eutektischen Legierungen wird durch Bor- oder Siliziumzusätze weiter erhöht. Deshalb sind auch diese Dreistofflegierungen nicht als technische Gußlegierungen geeignet.

Für die Entwicklung einer Legierung mit gutem Fließvermögen und günstigeren mechanischen Eigenschaften als bei den eutektischen Legierungen wurden die Schmelzgleichgewichte von Legierungen mit Gehalten an Aluminium, Kobalt, Kupfer und Eisen untersucht. Im teilweise noch unbekannten System Ti-Al-Co bilden sich drei ternäre intermetallische Verbindungen der Zusammensetzung $Ti_{1+x}Al_{2-x}Co$, $TiAlCo_2$ und $-Ti_8Al_{22}Co_3$. Zwischen den ternären intermetallischen Phasen $TiAlCu$ und $TiAlFe$ der Randsysteme Ti-Al-Cu und Ti-Al-Fe erstreckt sich im Vierstoffsystem Ti-Al-Cu-Fe eine lückenlose Mischkristallreihe. Ein Vergleich der Gieß- und der mechanischen Eigenschaften der Legierungen $TiAl5Co2.63$ und $TiAl5Cu1.42Fe1.25$ aus dem Bereich dieser Mehrstoffsysteme mit hinsichtlich des Aluminiumgehaltes und dem Gehalt an Übergangsmetallen ähnlichen Legierungen $TiAl5Cr2.33$, $TiAl5Mn2.46$, $TiAl5Fe2.5$, $TiAl5Cu2.83$ und $TiAl5Co1.32Fe1.25$ und den technischen Legierungen $TiAl5$ und $TiAl6V4$ zeigt, daß $TiAl5$, knapp gefolgt von $TiAl6V4$, das günstigste Gießverhalten aufweist. Diese beiden aluminiumhaltigen Legierungen sind wegen ihrer im Vergleich zu Titan technischer Reinheit geringeren Wärmeleitfähigkeit dem reinen Metall in Bezug auf ihr Fließvermögen überlegen. Das Fließvermögen der $TiAl5$ -Legierungen mit Gehalten an Übergangsmetallen vermindert sich mit zunehmender Differenz zwischen Liquidus- und Solidustemperatur. Diese Differenz wurde aus den binären Systemen des Titans mit Aluminium, Chrom, Eisen, Kobalt, Kupfer, Mangan und Nickel ermittelt. Die Legierung $TiAl5Ni2.62$ mit der größten Differenz zwischen Liquidus- und Solidustemperatur zeigt das ungünstigste, und die Legierung $TiAl5Cr2.33$ mit der geringsten Differenz ein dem Titan technischer Reinheit vergleichbares Fließvermögen.

Mit zunehmendem Gehalt an Übergangsmetallen steigt die Zugfestigkeit dieser aluminiumhaltigen Legierungen. Bei der Legierung $TiAl5Co1.32Fe1.25$ wird die höchste Zugfestigkeit

gemessen. Sie beträgt 988_{-4}^{+4} N/mm² im Vergleich zu 714_{-2}^{+2} N/mm² bei TiAl₅, während die Formänderungskennwerte von $A_5 = 7.2\%$ auf $Z = 4.4\%$ auf $A_5 = 10.5\%$ und $Z = 27.5\%$ zunehmen. Die Gießspirale von TiAl₅ verkürzt sich durch diesen Zusatz von Eisen und Kobalt von 86_{-9}^{+9} mm auf 48_{-2}^{+2} mm. Wenn das Kobalt durch Eisen ersetzt wird, vermindert sich die Zugfestigkeit bei einem Formänderungsvermögen von $A_5 = 4.5\%$ und $Z = 10.5\%$ auf 931_{-8}^{+8} N/mm². Die Gießspirale verkürzt sich auf 36_{-5}^{+11} mm. Wird Kobalt durch Kupfer ersetzt, so nimmt die Zugfestigkeit weiter auf 882_{-10}^{+10} N/mm² ab und die Formänderungskennwerte auf $A_5 = 10.0\%$ und $Z = 18.4\%$ zu. Die Gießspirale läuft zwar 76_{-1}^{+1} mm aus, es wird aber keine Formfüllung erreicht.

Untersuchungen über den Einfluß eines Borzusatzes von 0.01 - 0.05 Gew.-% auf Gefüge und mechanische Eigenschaften zeigen, daß die Bereiche gleicher α -Plattenorientierung im β/α -Umwandlungsgefüge wesentlich kleiner sind als bei den borfreien Proben. Dies wird darauf zurückgeführt, daß bei der Umwandlung der Hochtemperaturphase β submikroskopisch kleine Teilchen von TiB als Keimbildner wirken. Auf die Größe des β -Korns hat Bor jedoch keinen Einfluß. Durch Verringerung der α -Plattengröße und Verkleinerung der α -Plattenpakete gleicher Orientierung bei einem Borzusatz von 0.03 % steigt die Zugfestigkeit TiAl₅Fe_{2.5} gegenüber von $R_m = 931_{-8}^{+8}$ N/mm² auf $R_m = 957_{-4}^{+4}$ N/mm², die Dehnung von $A_5 = 4.5\%$ auf $A_5 = 10.0\%$ und die Brucheinschnürung von $Z = 10.5\%$ auf $Z = 26.5\%$ auf mehr als den doppelten Wert an. Das Schwingverhalten im Steigerungsversuch wird durch den Borgehalt kaum beeinflusst. Im Fall der Legierung TiAl₅Fe_{2.5} sind die Proben bei 417_{-25}^{+25} N/mm², im Fall der Legierung TiAl₅Fe_{2.5}B_{0.03} bei 441_{-73}^{+49} N/mm² gebrochen. Die Gießspiralen dieser borhaltigen Legierung sind ebenso lang wie die der borfreien, das Formfüllungsvermögen ist jedoch ungünstiger. Ausscheidungen von TiB an den Korngrenzen bei einem Borzusatz von 0.05 Gew.-% führen zu einer Verminderung der Zugfestigkeit und Dehnung der Legierung TiAl₅Fe_{1.25}B_{0.05}.

Literaturverzeichnis

- 1) Kaufman, L., Bernstein, H.: Computer Calculations of Refractory Metal Phase Diagrams, Refractory Materials 6-I, Academic Press (1970), 45-112
- 2) Michaels, K.F., Lange III, W.F., Bradley, J.R., Aaronson, H.I.: Considerations on the Kaufman Approach to Binary Phase Diagram Calculation, Met. Trans. 6A, no.10 (1975), 1843-1848
- 3) Duwez, P., Taylor, J.: Constitution of Titanium-Rich Ti-Cr-Al-Alloys at 1800 and 1400 °F, Trans. AIME 197 (1953), 253-256
- 4) Zwicker, U.: Die Systeme Ti-Al-Cr und Ti-Al-V und die technischen Titanlegierungen TiCr5Al3 und TiAl6V4, Z. Metallkde. 47 (1956), 535-548
- 5) Domagala, R., Rostoker, W.: The System Titanium-Aluminum-Manganese, Trans. ASM 47 (1955), 565-577
- 6) Böhm, H., Löhberg, K.: Über eine Überstrukturphase vom CsCl-Typ im System Ti-Mo-Al, Z. Metallkde. 49 (1958), 173-178
- 7) Molchanova, E.K.: Phase Diagrams of Titanium Alloys, Israel Program for Scientific Translations, Jerusalem (1965)
- 8) Kornilov, I.I., Volkova, M.A.: Phase Diagram of the Ternary System Ti-Al-V (up to 45 % Al), Titanium Alloys for New Technology, Nauka Press (1968), 78-89, 89-102
- 8a) Volkova, M.A., Kornilov, I.I.: Examination of the Phase Equilibria and some Mechanical Properties of Ti-Al-Fe and Ti-Al-V alloys, Russian metallurgy, London 1 (1971), 137-140
- 9) Holden, F.C., Williams, D.N., Riley, W.E., Jaffee, R.I.: Flow Properties, Deformation Textures, and Slip Systems of Titanium and Titanium Alloys, Battelle Memorial Institute, TML Report 30, 31. Januar 1956
- 10) Properties, Specifications and Applications of Wrought Titanium Alloys, Metal Progress, Mid-June 1978, Databook
- 11) Aldinger, F., Wellner, P.: Schmelzflächen und nonvariante Gleichgewichte im System Be-Al-Ti, Z. Metallkde. 61 (1970), 344-349
- 12) Wellner, P., Aldinger, F.: Phasenbeziehungen im System Be-Al-Ti, Z. Metallkde. 62 (1971), 228-231
- 13) Tsujimoto, T., Adachi, M.: The Titanium-Rich Corner of the Ternary Ti-Al-Co System, J. Inst. Metals 95 (1967) 146-151
- 14) Tsujimoto, T., Adachi, M.: The Titanium-Rich Region of the Ternary Ti-Al-Co System, Trans. Nat. Res. Inst. Metals 14 (1972), no.5, 6-16

- 15) Orrell, F.L., Fontana, M.G.: The Titanium-Cobalt System, Trans. ASM 47 (1955), 554-564
- 16) Stüwe, H.P., Shimomura, Y.: Gitterkonstanten der kubisch raumzentrierten Phasen FeTi, CoTi, NiTi, Z. Metallkde. 51 (1960), 180-181
- 17) Pearson, W.B.: Handbook of Lattice Spacings and Structures of Materials, Pergamon Press, New York 1 (1964); 2 (1967)
- 18) Gladyshevskii, E.I., Markiv, V.Ya., Kuz'ma, Yu.B., Cherkashin, E.E.: Crystal Structure of some Ternary Inter-metallic Compounds, in: Titanium and its Alloys, Hrsgb. F.F.Kornilov (Titan i ego splavy, Izdatel'stvo Akademii Nauk SSR, Moskau 1963) Israel Program for Scientific Translations, Jerusalem (1966), 73-75
- 19) Kimura, H., Komori, S., Sasano, H., Nakano, O.: Heat Treatment and Mechanical Properties of Ti-6Al-2Co Alloys, in: Titanium Science and Technology, R.I. Jaffee, H.M. Burte, Hrsgb., Plenum Press New York (1973) 2227-2241
- 20) Viridis, P., Zwicker, U.: Phasengleichgewichte im System Kupfer-Titan-Aluminium, Z. Metallkde. 62 (1971), 46-51
- 21) Raman, A., Schubert, K.: Über den Aufbau einiger zu $TiAl_3$ verwandter Legierungsreihen. Teil III: Untersuchungen in einigen Ti-Ni-Al und Ti-Cu-Al-Systemen, Z. Metallkde. 56 (1965), 99-104
- 22) Viridis, P., Zwicker, U.: Einfluß von Aluminiumzusätzen auf mechanische Eigenschaften, Kriechverhalten, Schwingfestigkeit und das Gefüge titanreicher Titan-Kupfer-Legierungen, Z. Metallkde. 67 (1976), 366-371
- 23) Markiv, V.Ya., Burnashova, V.V.: The Systems Ti-Fe-Al, Ti-Ni-Al und Ti-Cu-Al, Metallofizika, Kiew, Akademija Nauk Ukrainokoj SSR 46 (1973), 103-110
- 24) Zwicker, U., Seibold, A.: Bereich der intermetallischen Verbindung TiFe und Beitrag zu den Phasengleichgewichten im ternären System Ti-Al-Fe, Veröffentlichung demnächst
- 25) Luzhnikov, L.P., Novikova, V.M.: Relationships Governing the Changes in the Mechanical and Technological Properties of Ternary Ti-Base Alloys (with Aluminium, Chromium, Manganese, Molybdenum and Iron), Titan i ego splavy, Issue III, Moskau (1960), 66-73
- 26) Zwicker, U., Blaufelder, C., Sokolean, A.: Eingangskontrolle $TiAl_5Fe_{2.5}$ Rundbarren Ø 65 mm, Lehrstuhl Werkstoffwissenschaft (Metalle), Erlangen, UB 272/79
- 27) Zwicker, U., Hofmann, U., Seibold, A.: Phasengleichgewichte im System Ti-Al-Ni, Veröffentlichung demnächst
- 27a) Taylor, A., Floyd, R.W.: The Constitution of the Nickel Rich Alloys of the Nickel-Titanium-Aluminium System, J. Inst. Met. 81 (1952), 25-32
- 28) Van Thyne, R.J., Kessler, H.D.: Influence of Oxygen, Nitrogen, and Carbon on the Phase Relationships for the Ti-Al System, J. Metals 6 (1954), 193-199

- 29) Schürmann, E., Kootz, Th., Preisendanz, H., Schuler, P., Kauder, G.: Über die Wasserstofflöslichkeit in den Systemen Ti-Al-H und Ti-Al-V-H im Temperaturbereich von 800 bis 1000 °C bei Wasserstoffdrücken von 0.1 bis 520 mbar, Teil 1: Z. Metallkde. 65 (1974), 167-172, Teil 2: Z. Metallkde. 65 (1974), 249-255
- 30) Pfeiffer, H.U., Bhan, S., Schubert, K.: Zum Aufbau des Systems Ti-Ni-Cu und einiger quasihomologer Legierungen, J. Less Common Metals 14 (1968), 291-302
- 31) Van Loo, F.J.J., Bastin, G.F., Leenen, A.J.H.: Phase Relations in the Ternary Ti-Ni-Cu System at 800 °C and 870 °C, J. Less Common Metals 1 (1978), 111-121
- 32) Williams, E.A.: Titanium Castings for European Aerospace, Proceed. 18th Nat. Symp. and Exhibition, Los Angeles, 3.-5. April 1973, Society for the Advancement of Material and Process Engineering (1973), 619-627
- 33) Schuyler, D.: Investment Casting of Low-Melting Titanium Alloys, Vortrag beim 1976 AIME Fall Meeting
- 34) Krone, K.: Herstellung, Eigenschaften und Verwendung von Titanguß, Metall (1976), 556-559
- 34a) Krone, K.: Herstellung und Eigenschaften von Fein- und Kompaktgußteilen aus Titanwerkstoffen, Gießerei 65 (1978), 540-549
- 35) Roberson, A.H.: Titanium and Zirconium Casting Development by the U.S. Bureau of Mines, J. Inst. Metals 86 (1957), 1-6
- 36) Vandenburg, F.H.: Recent Development in Titanium Castings, in: Light Metals, 100th Symp. of the Met. Soc. of AIME, New York, 1.-4. März 1971, 561-569
- 37) Merrien, O., Barbier, A.: Titanium Castings at Messier Foundry d'Arudy, Proceed. of the 1st Int. Titanium Casting Seminar, 9.-10. Sept. 1974, London, Titanium Metal & Alloys Ltd., London
- 38) Kukkonen, E., Ya., Kaplunovskii, G.A., Demidova, A.A., Magnitzkii, O.N., Gulyaev, B.B.: Effect of Gases on the Quality of Titanium Alloy Castings, Hrsgb. B.B. Gulyaev, Gases in Cast Metals, Übersetzung aus dem Russ. durch Consultants Bureau, New York (1965), 145-148
- 39) Vandenburg, F.H.: Titanium Castings in the U.S., 4. Int. Conf. on Vacuum Metallurgy, 4.-8. Juni 1973, Tokio, Iron and Steel Inst., Tokio (1974), 321-324
- 40) Calvert, E.D., Cato, H., Beall, R.A.: Castability of Titanium Alloys, 4. Int. Conf. on Vacuum Metallurgy, 4.-8. Juni 1973, Tokio, Iron and Steel Inst., Tokio (1974), 310-314
- 41) Magnitzkii, O.N.: Fundamentals of Cast Titanium Alloys Formulation, in: Titanium Science and Technology, R.I. Jaffee, H.M. Burte, Hrsgb., Plenum Press New York (1973) 1915-1928
- 42) Brody, H.D., David, S.A.: Application of Solidification Theory to Titanium Alloys, The Science, Technology and Application of Titanium, R.I. Jaffee, N.E. Promisel, Hrsgb. Pergamon Press (1970), 21-34

- 43) Donlevy, A.L.: Metallurgical Aspects of TiAl6V4 Castings, Proceed. of the 1st Titanium Casting Seminar, 9.-10. Sept. 1974, London, Titanium Metal & Alloys Ltd., London
- 44) Farrimond, D.H.: Design and Application Experience with Titanium Castings, Proceed. of the 1st Titanium Casting Seminar, 9.-10. Sept. 1974, London, Titanium Metal & Alloys Ltd., London
- 45) Wynne, M.J., Duckworth, D.J.: Experiences at B.A.C. (M.A.D.) Ltd. with Titanium Castings, Proceed. of the 1st Titanium Casting Seminar, 9.-10. Sept. 1974, London, Titanium Metal & Alloys Ltd., London
- 46) ASTM Designation F136-70: Standard Specification for Titanium 6Al4V ELI Alloy for Use in Clinical Evaluations as a Surgical Implant Material
- 47) Titanium Alloys: a Tooth for a Tooth, NBS Standard 24 (1979), 4-5
- 48) Brown, A.R.G., Brooks, H., Jepson, K.S., Lewis, G.I.: High Modulus Titanium Alloys Containing Boron and Aluminium, J. Inst. Metals 91 (1962-63), 161-166
- 49) Titanium Alloys, Belgisches Patent 543.004 - William Jessop & Sons Ltd., 16. März 1956
- 50) Gurevich, S.M.: The Inoculation of Welds in Titanium, Avtomatitčeskaja Sverka 3 (1963), 28-33
- 51) Livanov, V.A., Mikheev, V.S., Fainbron, S.M., Kutsenko, A.A., Ivanova, S.E.: Short- and Long Term (Creep) Strength of Six-Component Titanium-Alloys AT-3, AT-4, AT-6, AT-8 (According to Data Obtained With Industrial Melts); Titanium and Its Alloys, Hrsgb. I.I. Kornilov, (Titan i ego splavy, Izdatel'stvo Akademii Nauk SSR, Moskau (1963)), Israel Program for Scientific Translations, Jerusalem (1966), 368-379
- 52) Ostrenko, V.Ya., Akimova, E.P., Il'vovskaya, L.A.: The Investigation of the Properties of AT-4 Titanium Alloys and Their Use in the Manufacture of Tubes; wie 51), Israel Program for Scientific Transl., Jerusalem (1966), 380-384
- 53) Spasski, A.G.: Grundlagen des Gießereibetriebs, Fachbuchverlag Leipzig 1955
- 54) Van Thyne, R.J., Kessler, H.D., Hansen, M.: The Systems Titanium-Chromium and Titanium-Iron, Trans. ASM 44 (1952), 974-988
- 55) Poole, D.M., Hume-Rothery, W.: The Equilibrium Diagram of the System Nickel-Titanium, Journal Inst. Met. 83 (1954-55), 473-480
- 56) Van Thyne, R.J., Rostoker, W., Kessler, H.D.: Observations on the Phase Ti-Ag, Trans. AIME 197 (1953), 670-671
- 57) Palty, E.A., Margolin, H., Nielsen, J.P.: Titanium-Nitrogen and Titanium-Boron Systems, Trans. ASM 46 (1954), 312-328
- 58) Hansen, M., Kessler, H.D., McPherson, D.J.: The Titanium-Silicon System, Trans. ASM 44 (1952), 518-538

- 59) Maykuth, D.J., Ogden, H.R., Jaffee, R.I.: The Effects of Alloying Elements in Ti, A.: Constitution, DMIC Report 136 A, 15.9.1960
- 60) Ge Dzi-Min, Pylaeva, E.N.: Investigation of the Phase Transformations in the Ti-Al-Mo System, Titanium and its Alloys, Hrsgb. I.I. Kornilov, (Titan i ego splavy, Izdatel'stvo Akademii Nauk SSR, Moskau 1963), Israel Program for Scientific Translations, Jerusalem (1966), 19-23
- 61) Volkova, M.A., Kornilov, I.I.: Study of the Phase Constitution of Alloys of the Ternary Titanium-Aluminum-Iron System, Chimija Metallicheskikh Splavov, Hrsgb. N.M. Zavoronkov, Inst. Metallurgii, Akad. Nauk SSR, Moskau 1973, 77-80
- 62) Hansen, M.: Constitution of Binary Alloys, Mc Graw Hill Book Company, New York 1958
- 63) Raman, A., Schubert K.: Über den Aufbau einiger zu TiAl₃ verwandter Legierungsreihen, Teil II, Z. Metallkunde. 56 (1965), 44-52
- 64) Huang, Y.C., Suzuki, S., Kareko, H., Sato, T.: Continuous Cooling Transformation of the β -Phase in Binary Ti-Alloys, Int. Titan-Konf., Inst. of Met. London, 21.-24.5.1968, Hrsgb. R.I.Jaffee, N.E.Promisel, Pergamon Press (1970), 695-698
- 65) Piwowarski, E.: Gußeisen, Springer-Verlag Berlin, Neudruck 1961, 344
- 66) Rigney, D.J., Bockstrahler, L.I.: The Thermal Conductivity of Ti between 20 and 273 K, Phys. Rev. 83 (1951), 220
- 67) Deem, H.W., Wood, W.D., Lucks, C.F.: The Relationship between Electrical and Thermal Conductivities of Ti-Alloys, Trans. AIME 212 (1958), 520-523
- 68) Joukainen, A., Grant, N.J., Floe, C.F.: Titanium-Copper Binary Phase Diagram, Trans. AIME 194 (1952), 766-770
- 69) Maykuth, D.J., Ogden, H.R., Jaffee, R.I.: Titanium-Manganese System, Trans. AIME 197 (1953), 225-230
- 70) Craighead, C.M., Simmons, O.W., Eastwood, L.W.: Titanium Binary Alloys, Trans. AIME 188 (1950), 485-513

Tabelle 1: Länge der Gießspiralen von Titan und Titanlegierungen in einer Form aus Graphit⁴⁰⁾

Legierung	Schmelztemperatur in °C	Erstarrungsinter- vall in °C	Überhitzung der Schmelze über Li- quidustemperatur in °C	Länge der Gieß- spirale in mm
Ti techn. Reinheit	1668	-	142	1028
TiAl5Sn2.5	1660	n.b.	141	1003
TiAl6V4	1645	50	109	1080
TiAl6V4S11	1660	75	115	635
TiAl6V6Sn2	1625	20	135	1015
TiAl6Zr4Mo2Sn2	1640	30	125	990
TiAl6V6Zr4Mo4	1615	20	143	990
TiMo11.5Zr6Sn4.5 (β -III)	1695	85	141	558

Tabella 2: Vergleich der mechanischen Eigenschaften von Titanguß- und Titanknetlegierungen
nach unterschiedlicher Wärmebehandlung

Werkstoff / Wärmebehandlung	R_m in N/mm ²	$R_{p0.2}$ in N/mm ²	A in %	Z in %	Prüftemperatur	Bemerkung (Norm)	Literatur
Ti tech. Reinheit, Guß + geglüht	595	525	18.0	23.0	RT	-	44)
Ti tech. Reinheit, warmumgef. + geglüht	331	241	30	55	RT	ASTM B-265 (Gr. 1)	10)
TiAl5Sn2.5, Guß + geglüht	875	805	12.0	22.0	RT	-	44)
TiAl5Sn2.5, warmumgeformt + geglüht	862	807	16	40	RT	ASTM B-265 (Gr. 6)	10)
TiAl6V4, Guß	883	785	5	10	RT	LW .. (Entwurf)	34a)
TiAl6V4, Knetlegierung	883	824	10	-	RT	LW 3.7164	34a)
TiAl6V4, Knetlegierung	892	824	10	20	RT	DIN 17 851, Normentwurf	34a)
TiAl6V4, Guß	892	824	6	-	RT	ASTM-B 367 (Gr. C-5)	34a)
TiAl6V4, Knetlegierung	892	824	10	25	RT	ASTM-B 348 (Gr. 5)	34a)

Tabelle 2: Fortsetzung

Werkstoff / Wärmebehandlung	R_m in N/mm ²	$R_{p0,2}$ in N/mm ²	A in %	Z in %	Prüftemperatur	Bemerkung (Norm)	Literatur
TiAl6V4, Guß	1000 ⁺⁶⁵ -66	880 ⁺⁸⁴ -73	10.2 ^{+0.9} -0.8	17.4 ^{+1.2}	RT	Jewells 17 Probestücke aus 3 gegossenen Klappenführungen gefertigt	45)
TiAl6V4, Guß + gegläht	980	875	10.0	17.0	RT	-	44)
TiAl6V4, warmumgef. + gegläht	993	924	14	30	RT	ASTM B-265 (Gr. 5)	10)
TiAl6V4, Guß + lösungsgegläht + ausgelagert	1225	1105	4.0	6.0	RT	-	44)
TiAl6V4, warmumgeformt + lösungsgegläht + ausgelagert	1173	1103	10	25	RT	ASTM B-265 (Gr. 5)	10)
TiAl6V4, Guß	970	840	6.0	-	RT	-	33)
TiAl6V4, Guß + gegläht	≥ 965	≥ 860	≥ 6.0	16	RT	im Elektronenstrahllofen geschmolzen	37)
TiAl6V4, Guß	815	615	14.0	-	250 °C	-	33)
TiAl6V4, Guß + gegläht	715	655	15.0	-	250 °C	im Elektronenstrahllofen geschmolzen	37)

Tabelle 3: Zusammensetzung und Schmelzgewicht der Versuchslegierungen

Zusammensetzung in At.-%	Zusammensetzung in Gew.-%	Schmelzgewicht in g
Ti _{0.67} Co _{0.33}	Ti _{61.95} Co _{38.05}	10
Ti _{0.50} Co _{0.50}	Ti _{44.84} Co _{55.16}	10
Ti _{0.335} Co _{0.665}	Ti _{29.05} Co _{70.95}	10
Ti _{0.225} Co _{0.775}	Ti _{19.09} Co _{80.91}	10
Ti _{0.90} Al _{0.05} Co _{0.05}	Ti _{90.94} Al _{2.85} Co _{6.22}	10
Ti _{0.8935} Al _{0.0858} Co _{0.0207}	Ti _{92.37} Al _{4.996} Co _{2.63}	2 x 100
Ti _{0.70} Al _{0.05} Co _{0.25}	Ti _{67.59} Al _{2.72} Co _{29.70}	10
Ti _{0.65} Al _{0.10} Co _{0.25}	Ti _{64.11} Al _{5.56} Co _{30.34}	10
Ti _{0.60} Al _{0.05} Co _{0.35}	Ti _{56.67} Al _{2.66} Co _{40.67}	10
Ti _{0.60} Al _{0.20} Co _{0.20}	Ti _{62.58} Al _{11.75} Co _{25.67}	10
Ti _{0.55} Al _{0.15} Co _{0.30}	Ti _{54.80} Al _{18.42} Co _{36.78}	10
Ti _{0.40} Al _{0.20} Co _{0.40}	Ti _{39.81} Al _{11.21} Co _{48.98}	10
Ti _{0.33} Al _{0.33} Co _{0.33}	Ti _{35.80} Al _{20.16} Co _{44.04}	10
Ti _{0.30} Al _{0.05} Co _{0.65}	Ti _{26.6A} 12.5Co _{70.9}	10
Ti _{0.25} Al _{0.25} Co _{0.50}	Ti _{24.85} Al _{14.0} Co _{61.15}	10
Ti _{0.25} Al _{0.50} Co _{0.25}	Ti _{29.79} Al _{13.56} Co _{36.65}	10
Ti _{0.25} Al _{0.625} Co _{0.125}	Ti _{33.07} Al _{46.58} Co _{20.35}	10
Ti _{0.20} Al _{0.05} Co _{0.75}	Ti _{17.38} Al _{2.45} Co _{80.18}	10
Ti _{0.20} Al _{0.10} Co _{0.70}	Ti _{17.9A} 15.04Co _{77.06}	10
Ti _{0.20} Al _{0.15} Co _{0.65}	Ti _{18.45} Al _{7.79} Co _{73.76}	10
Ti _{0.8935} Al _{0.0858} Cu _{0.0207}	Ti _{92.181} Al _{4.986} Cu _{2.832}	2 x 100
Ti _{0.33} Al _{0.33} Cu _{0.33}	Ti _{34.6A} 119.5Cu _{45.9}	10
Ti _{0.33} Al _{0.56} Cu _{0.11}	Ti _{42.0A} 140.6Cu _{18.4}	10
Ti _{0.33} Al _{0.39} Cu _{0.28}	Ti _{36.3A} 124.0Cu _{39.7}	10
Ti _{0.90} Al _{0.05} Cu _{0.025} Fe _{0.025}	Ti _{90.9A} 12.8Cu _{3.3} Fe _{2.9}	10
Ti _{0.894} Al _{0.09} Cu _{0.011} Fe _{0.01}	Ti _{92.34A} 14.99Cu _{1.42} Fe _{1.25}	2 x 100
Ti _{0.80} Al _{0.10} Cu _{0.05} Fe _{0.05}	Ti _{81.6A} 15.7Cu _{6.8} Fe _{5.9}	10
Ti _{0.70} Al _{0.15} Cu _{0.075} Fe _{0.075}	Ti _{72.1A} 18.7Cu _{10.2} Fe _{9.0}	10
Ti _{0.60} Al _{0.20} Cu _{0.10} Fe _{0.10}	Ti _{62.4A} 111.7Cu _{13.8} Fe _{12.1}	10
Ti _{0.50} Al _{0.25} Cu _{0.20} Fe _{0.05}	Ti _{51.8A} 114.6Cu _{27.5} Fe _{6.0}	5
Ti _{0.50} Al _{0.25} Cu _{0.125} Fe _{0.125}	Ti _{52.5A} 114.8Cu _{17.4} Fe _{15.3}	10

Tabelle 3: 1. Fortsetzung

Zusammensetzung in At.-%	Zusammensetzung in Gew.-%	Schmelzgewicht in g
Ti _{0.50} Al _{0.25} Cu _{0.075} Fe _{0.175}	Ti _{52.9} Al _{14.9} Cu _{10.5} Fe _{21.6}	10
Ti _{0.50} Al _{0.25} Cu _{0.025} Fe _{0.225}	Ti _{53.4} Al _{15.0} Cu _{3.5} Fe _{28.0}	10
Ti _{0.40} Al _{0.30} Cu _{0.25} Fe _{0.05}	Ti _{41.7} Al _{17.6} Cu _{34.6} Fe _{6.1}	5
Ti _{0.40} Al _{0.30} Cu _{0.20} Fe _{0.10}	Ti _{42.1} Al _{17.8} Cu _{27.9} Fe _{12.3}	5
Ti _{0.40} Al _{0.30} Cu _{0.15} Fe _{0.15}	Ti _{42.4} Al _{17.9} Cu _{21.1} Fe _{18.6}	10
Ti _{0.40} Al _{0.30} Cu _{0.125} Fe _{0.175}	Ti _{42.6} Al _{18.0} Cu _{17.7} Fe _{21.7}	10
Ti _{0.40} Al _{0.30} Cu _{0.075} Fe _{0.225}	Ti _{43.0} Al _{18.2} Cu _{10.7} Fe _{28.2}	10
Ti _{0.40} Al _{0.30} Cu _{0.025} Fe _{0.275}	Ti _{43.3} Al _{18.3} Cu _{3.6} Fe _{34.8}	10
Ti _{0.35} Al _{0.325} Cu _{0.20} Fe _{0.125}	Ti _{37.1} Al _{19.4} Cu _{28.1} Fe _{15.4}	10
Ti _{0.33} Al _{0.57} Cu _{0.05} Fe _{0.05}	Ti _{42.9} Al _{41.1} Cu _{8.5} Fe _{7.5}	10
Ti _{0.33} Al _{0.47} Cu _{0.10} Fe _{0.10}	Ti _{39.4} Al _{31.1} Cu _{15.7} Fe _{13.8}	10
Ti _{0.33} Al _{0.37} Cu _{0.20} Fe _{0.10}	Ti _{36.1} Al _{22.4} Cu _{28.8} Fe _{12.7}	10
Ti _{0.33} Al _{0.37} Cu _{0.15} Fe _{0.15}	Ti _{36.5} Al _{22.6} Cu _{21.8} Fe _{19.1}	10
Ti _{0.33} Al _{0.37} Cu _{0.10} Fe _{0.20}	Ti _{36.8} Al _{22.8} Cu _{14.7} Fe _{25.8}	10
Ti _{0.33} Al _{0.33} Cu _{0.30} Fe _{0.033}	Ti _{34.8} Al _{19.6} Cu _{41.6} Fe _{4.0}	5
Ti _{0.33} Al _{0.33} Cu _{0.16} Fe _{0.17}	Ti _{35.6} Al _{20.1} Cu _{23.0} Fe _{21.4}	10
Ti _{0.33} Al _{0.27} Cu _{0.30} Fe _{0.10}	Ti _{33.4} Al _{15.1} Cu _{39.9} Fe _{11.7}	10
Ti _{0.33} Al _{0.27} Cu _{0.20} Fe _{0.20}	Ti _{33.9} Al _{15.3} Cu _{27.0} Fe _{23.8}	10
Ti _{0.33} Al _{0.27} Cu _{0.10} Fe _{0.30}	Ti _{34.5} Al _{15.6} Cu _{13.7} Fe _{36.2}	10
Ti _{0.30} Al _{0.35} Cu _{0.25} Fe _{0.10}	Ti _{31.7} Al _{20.9} Cu _{35.1} Fe _{12.3}	5
Ti _{0.30} Al _{0.35} Cu _{0.125} Fe _{0.225}	Ti _{32.4} Al _{21.3} Cu _{17.9} Fe _{28.4}	10
Ti _{0.30} Al _{0.35} Cu _{0.075} Fe _{0.275}	Ti _{32.7} Al _{21.5} Cu _{10.9} Fe _{35.0}	10
Ti _{0.30} Al _{0.35} Cu _{0.025} Fe _{0.325}	Ti _{33.0} Al _{21.7} Cu _{3.7} Fe _{41.7}	10
Ti _{0.25} Al _{0.375} Cu _{0.20} Fe _{0.175}	Ti _{26.9} Al _{22.7} Cu _{28.5} Fe _{21.9}	10
Ti _{0.33} Al _{0.33} Co _{0.17} Cu _{0.16}	Ti _{35.2} Al _{19.8} Co _{22.0} Cu _{23.0}	10
Ti _{0.894} Al _{0.086} Co _{0.11} Fe _{0.10}	Ti _{92.4} 35Al ₅ Co _{1.317} Fe _{1.248}	2 x 100
Ti _{0.33} Al _{0.33} Co _{0.17} Fe _{0.17}	Ti _{36.2} Al _{20.4} Co _{22.0} Fe _{21.4}	10
Ti _{0.33} Al _{0.33} Co _{0.17} Ni _{0.17}	Ti _{35.8} Al _{20.2} Co _{22.0} Ni _{22.0}	10
Ti _{0.33} Al _{0.33} Cu _{0.16} Ni _{0.17}	Ti _{35.2} Al _{19.8} Cu _{23.0} Ni _{22.0}	10
Ti _{0.33} Al _{0.33} Fe _{0.17} Ni _{0.16}	Ti _{36.2} Al _{20.4} Fe _{21.4} Ni _{22.0}	10

Tabelle 3: 2.Fortsetzung

Zusammensetzung in At.-%	Zusammensetzung in Gew.-%	Schmelz- gewicht in g
Ti _{0.71} Fe _{0.29}	Ti _{67.7} Fe _{32.3}	2 x 80 + 2 x 100
Ti _{0.7075} Fe _{0.2875} Ag _{0.005}	Ti _{67.13} Fe _{31.81} Ag _{1.07}	5
Ti _{0.705} Fe _{0.285} Ag _{0.01}	Ti _{66.52} Fe _{31.36} Ag _{2.124}	5
Ti _{0.70} Fe _{0.28} Ag _{0.02}	Ti _{65.33} Fe _{30.47} Ag _{4.202}	5
Ti _{0.68} Fe _{0.26} Ag _{0.06}	Ti _{60.81} Fe _{27.11} Ag _{12.08}	5
Ti _{0.65} Fe _{0.23} Ag _{0.12}	Ti _{54.7} Fe _{22.57} Ag _{22.74}	5
Ti _{0.775} Fe _{0.20} B _{0.025}	Ti _{76.44} Fe _{23.0} B _{0.556}	10
Ti _{0.74} Fe _{0.25} B _{0.01}	Ti _{71.58} Fe _{28.2} B _{0.218}	10
Ti _{0.725} Fe _{0.27} B _{0.005}	Ti _{69.65} Fe _{30.24} B _{0.108}	10
Ti _{0.7175} Fe _{0.28} B _{0.0025}	Ti _{68.69} Fe _{31.26} B _{0.054}	10
Ti _{0.773} Fe _{0.20} Si _{0.028}	Ti _{75.59} Fe _{22.8} Si _{1.61}	10
Ti _{0.745} Fe _{0.24} Si _{0.015}	Ti _{72.08} Fe _{27.07} Si _{0.851}	10
Ti _{0.7225} Fe _{0.27} Si _{0.0075}	Ti _{69.36} Fe _{30.22} Si _{0.422}	10
Ti _{0.7165} Fe _{0.28} Si _{0.0035}	Ti _{68.56} Fe _{31.24} Si _{0.196}	10
Ti _{0.9145} Al _{0.0855}	Ti ₉₅ Al ₅	2 x 100
Ti _{0.904} Al _{0.08} Fe _{0.01035}	Ti _{93.75} Al ₅ Fe _{1.25}	40+5x100+ 200 + 130
Ti _{0.8935} Al _{0.08} Fe _{0.0207}	Ti _{92.5} Al _{5.0} Fe _{2.5}	40+130 + 2 x 100
Ti _{0.914} Al _{0.086} B _{0.0004}	Ti _{94.97} Al _{5.0} B _{0.03}	6 x 100
Ti _{0.904} Al _{0.086} Fe _{0.01} B _{0.0004}	Ti _{93.74} Al _{5.0} Fe _{1.25} B _{0.01}	40+130+200
Ti _{0.903} Al _{0.086} Fe _{0.01} B _{0.0013}	Ti _{93.72} Al _{5.0} Fe _{1.25} B _{0.03}	130 +200 + 7 x 100
Ti _{0.902} Al _{0.086} Fe _{0.01} B _{0.0021}	Ti _{93.70} Al _{5.0} Fe _{1.25} B _{0.05}	40+130+200
Ti _{0.90} Al _{0.085} Fe _{0.01} B _{0.004}	Ti _{93.65} Al _{5.0} Fe _{1.25} B _{0.1}	10
Ti _{0.90} Al _{0.086} Fe _{0.01} B _{0.008}	Ti _{93.55} Al _{5.0} Fe _{1.25} B _{0.2}	10
Ti _{0.894} Al _{0.086} Fe _{0.02} B _{0.0004}	Ti _{92.49} Al _{5.0} Fe _{2.5} B _{0.01}	130
Ti _{0.893} Al _{0.086} Fe _{0.02} B _{0.0012}	Ti _{92.47} Al _{5.0} Fe _{2.5} B _{0.03}	130+4x100
Ti _{0.89} Al _{0.086} Fe _{0.02} B _{0.004}	Ti _{92.4} Al _{5.0} Fe _{2.5} B _{0.1}	10
Ti _{0.89} Al _{0.086} Fe _{0.02} B _{0.008}	Ti _{92.3} Al _{5.0} Fe _{2.5} B _{0.2}	10
Ti _{0.90} Al _{0.086} Fe _{0.01} Si _{0.003}	Ti _{93.55} Fe _{1.25} Al _{5.0} Si _{0.2}	10
Ti _{0.89} Al _{0.086} Fe _{0.02} Si _{0.003}	Ti _{92.3} Al _{5.0} Fe _{2.5} Si _{0.2}	10

Tabelle 3: 3.Fortsetzung

Zusammensetzung in At.-%	Zusammensetzung in Gew.-%	Schmelz- gewicht in g
Ti ^{0.862} Al ^{0.102} V ^{0.036} O	TiAl6V4	2 x 100
Ti ^{0.8935} Al ^{0.858} Cr ^{0.207} O	Ti92.658Al5.0117Cr2.3304	2 x 100
Ti ^{0.8935} Al ^{0.858} Mn ^{0.207} O	Ti92.5364Al5.0051Mn2.4585	2 x 100
Ti ^{0.8935} Al ^{0.858} Ni ^{0.207} O	Ti92.3802Al4.9966Ni2.6232	2 x 100
Ti ^{0.755} Ni ^{0.245} O	Ti71.5Ni28.5	2 x 100
Ti ^{0.737} Ni ^{0.247} Cu ^{0.016} O	Ti69.5Ni28.5Cu2	2 x 100

Tabelle 4: Analysen der zur Legierungsherstellung verwendeten Werkstoffe

Titanschwamm RT 12-Qualität (Werksanalyse)

Element	O	Fe	N	C	Si	Ni	Ti
Gew.-%	0.04	0.05	0.01	0.01	0.01	0.05	Rest

Elektrolyteisen (Werksanalyse)

Element	O	N	Cr	Pb	Co	Ni	Sn	Mn, Si, C, P, S, Cu	Fe
Gew.-%	0.03	0.03	0.02	0.001	0.002	Spur	0.005	0.005	99.9

Aluminium (Werksanalyse)

Element	Cu	Fe	Si	Al
Gew.-%	0.001	0.001	0.001	99.99

Chrom: Elektrolytchrom, hochrein - 99.9 - 99.99 %
 Kobalt: 99.9 %, ca. 0.1 % Ni; im Elektronenstrahl-Ofen umgeschmolzen
 Kupfer: Elektrolytkupfer
 Mangan: Elektrolytmangan - mind. 99.9 %
 Nickel: mind. 99.8 %
 Silber: 99.95 % (Amalgam-Silber)
 Silizium: mind. 99.999 %
 Vanadium: umgeschmolzenes Granulat, 99.7 %; O: 0.06 %;
 H: 0.05 %; N: 0.05 %; C: 0.05 %; Fe: 0.06 %;
 Si: 0.07 %

Tabelle 5: Wärmebehandlung der Legierungen

Legierung	Wärmebehandlung	Prüfverfahren
Ti67.7Fe32.3	20 h 500 °C/L + 72 h 500 °C im Vakuum	Zugversuch
TiAl5Fe1.25 TiAl5Fe1.25B0.01 TiAl5Fe1.25B0.03 TiAl5Fe1.25B0.05 TiAl5Fe2.5 TiAl5Fe2.5B0.01 TiAl5Fe2.5B0.03	2 h 700 °C/L bzw. 1/2 h 1000 °C/L	Zugversuch
TiAl5Fe1.25B0.01 TiAl5Fe1.25B0.05	16 h 800 °C/H ₂ O + Ausla- gerung bei RT bzw. 16 h 800 °C/H ₂ O + Ausla- gerung bei 475 °C bzw. 2 h 950 °C/H ₂ O + Ausla- gerung bei RT	Härteprüfung
TiAl5B0.03 TiAl5Fe1.25 TiAl5Fe1.25B0.03 TiAl5Fe2.5 TiAl5Fe2.5B0.03	10 min 1000 °C → 2 h 700 °C/→ RT	Umlaufbiege- versuche

Tabelle 6: Mechanische Eigenschaften von TiAl-Fe-Legierungen mit Borgehalten bis 0.05 Gew.-% im Gußzustand und nach Wärmebehandlungen von 30 min 1000°C/L bzw. von 2 h 700 °C/L

Legierung	G u ß z u s t a n d			
	R_m in N/mm ²	$R_{p0.2}$ in N/mm ²	A_5 in %	Z in %
TiAl5Fe1.25	772 ⁺⁰	716 ⁺⁴	3.6 ^{+0.2}	9.2 ^{+0.3}
TiAl5Fe1.25B0.01	779 ⁺⁵	691 ⁺⁴	9.4 ^{+0.8}	27.5 ^{+2.5}
TiAl5Fe1.25B0.03	827 ⁺⁵	730 ⁺²	8.2 ^{+0.3}	16.7 ^{+0.3}
TiAl5Fe1.25B0.05	789 ⁺⁶	704 ⁺⁴	3.8 ^{+0.2}	8.5 ^{+1.2}
TiAl5Fe2.5	845 ⁺¹⁴	757 ⁺²⁴	2.8 ^{+0.8}	5.1 ^{+0.3}
TiAl5Fe2.5B0.01	856 ⁺⁷²	752 ⁺⁸⁸	6.7 ⁺⁰	13.2 ^{+2.8}
TiAl5Fe2.5B0.03	902 ⁺⁴	821 ⁺²	6.8 ^{+0.8}	14.9 ^{+0.2}
Wärmebehandlung 30 min 1000 °C/L				
TiAl5Fe1.25	735 ⁺¹⁵	685 ⁺¹⁰	4.0 ⁺⁰	10.5 ^{+1.5}
TiAl5Fe1.25B0.01	777 ⁺⁶	694 ⁺²	10.6 ^{+0.7}	26.8 ^{+3.3}
TiAl5Fe1.25B0.03	816 ⁺⁴	730 ⁺²	11.6 ^{+1.2}	21.5 ^{+7.5}
TiAl5Fe1.25B0.05	(803)	(723)	(9.9)	(16.0)
TiAl5Fe2.5	(827)	(787)	(2.8)	(7.8)
TiAl5Fe2.5B0.01	837 ⁺³⁴	773 ⁺⁵⁸	6.5 ⁺⁵	12.7 ^{+0.2}
TiAl5Fe2.5B0.03	884 ⁺¹⁴	805 ⁺⁶	8.1 ^{+2.7}	15.5 ^{+1.2}
Wärmebehandlung 2 h 700 °C/L				
TiAl5Fe1.25	784 ⁺⁷	704 ⁺²²	4.1 ^{+1.3}	12.0 ^{+0.1}
TiAl5Fe1.25B0.01	805 ⁺⁵	707 ⁺¹²	11.9 ^{+0.1}	34.2 ^{+8.8}
TiAl5Fe1.25B0.03	831 ⁺⁷	736 ⁺²	10.0 ^{+0.8}	22.5 ^{+3.5}
TiAl5Fe1.25B0.05	809 ⁺¹⁰	715 ⁺⁰	7.6 ^{+3.6}	23.5 ⁺⁴
TiAl5Fe2.5	863 ⁺⁴	815 ⁺⁴	2.1 ^{+0.2}	4.9 ⁺⁰
TiAl5Fe2.5B0.01	817 ⁺⁷¹	721 ⁺⁷⁹	7.7 ^{+1.4}	28.0 ⁺⁵
TiAl5Fe2.5B0.03	908 ⁺⁷	810 ⁺¹⁰	10.3 ^{+2.7}	23.4 ^{+10.6}

Tabelle 7: Gitterstrukturen und Härte HV5 und HV10 der ternären Phasen in den Systemen
Ti-Al-Fe, Ti-Al-Co, Ti-Al-Ni und Ti-Al-Cu

System	Ti - Al - Fe		Ti - Al - Co		Ti - Al - Ni		Ti - Al - Cu	
	Gitterstruktur	HV5	Gitterstruktur	HV10	Gitterstruktur	HV5	Gitterstruktur	HV10
T ₁	L2 ₁ a = 5.81 Å ²⁴	590 ⁺¹⁶ ₋₅	L2 ₁ a = 5.847 Å ¹⁸	548 ⁺⁶	L2 ₁ (B2) a = 5.87 Å ^{27a}	481 ⁺⁷ ₋₁₇	L2 ₁ a = 6.01 Å ²¹	433 ²⁰
T ₂	C14 a = 4.95 Å ²⁴ c/a = 1.62	701 ^{±0}	-	-	C14 a = 4.99 Å ²¹ c/a = 1.63	718 ⁺³⁴ ₋₁₇	C14 a = 5.00 Å ²¹ c/a = 1.62	673 ²⁰
T ₃	f.c.c. a = 11.82 Å ²⁴ a = 11.99 Å ²³	725 ^{±10}	f.c.c. ¹⁴ a = 11.90 Å [•]	806 ⁺¹⁸ ₋₁₄	f.c.c. a = 11.90 Å ²⁷	757 ⁺⁹ ₋₁₈	-	-
T ₄	L1 ₂ a = 3.93 Å ²⁴ a = 3.981 Å ²³	293 ⁺¹⁰ ₋₇	L1 ₂ a = 3.95 Å [•]	472 ⁺¹⁶ ₋₈	L1 ₂ a = 3.93 Å ²⁷	316 ⁺⁵ ₋₆	L1 ₂ a = 3.927 Å ²¹	221 ²⁰

T₁ = TiAlX₂ mit X = Fe, Co, Ni

T₂ = TiAlX mit X = Fe, Ni

T₃ = TiAl₁₋₂X mit X = Fe, Co, Ni

T₄ = -Ti₈Al₂₂Fe₃ bzw. Ti₂Al₅Ni₁ bzw. Ti₂Al₅Cu bzw. -Ti₈Al₂₂Co₃

Tabelle 8: Verhältnis der Legierungskonzentration von Ti, Al, Cu und Fe in Matrix und einer zweiten Phase bei den Legierungen TiAl19.5Cu45.9, TiAl20.6Fe42.7 und TiAl20.1Cu22.8 Fe21.5

Verhältnis der Legierungskonzentration Werkstoff	Ti : Al	Ti : Cu	Ti : Fe	Ti : (Cu+Fe)	Cu : Al	Fe : Al	(Cu+Fe) : Al	Cu : Fe
TiAl19.5Cu45.9 (Matrix)	4.4-4.8	0.66-0.68	-	-	6.05-6.55	-	-	-
TiAl20.6Fe42.7 (Matrix)	4.45	-	0.99	-	-	4.73	-	-
TiAl20.1Cu22.8 Fe21.5 (Matrix)	4.16-4.4	1.99-2.08	1.43-1.45	0.85-0.92	2.0 -2.22	3.0 -3.03	4.9 -5.25	0.69-0.73
TiAl19.5Cu45.9 Cu-reiche Phase	5.1-5.58	0.43-0.49	-	-	10.36-120	-	-	-
TiAl20.1Cu22.8 Fe21.5	5.08-6.08	0.7-0.82	1.78-2.1	0.51-0.55	6.37-8.65	2.42-3.24	9.13-10.01	2.2-2.9

Tabelle 9: Mechanische Eigenschaften von Titan und Titanlegierungen nach dem Abgießen in eine stabförmige Kokille

	R_m in N/mm ²	$R_{p0.2}$ in N/mm ²	A_5 in %	Z in %	Bemerkung
Ti	452	360	27.7	68	1 Abguß
TiAl5Fe2.5	1008	912	8.8	18.5	1 Abguß
TiAl5Co1.3Fe1.2	1018 ⁺³⁰	935 ⁺²⁵	6.8 ^{+3.3}	14.5 ^{+0.5}	2 Abgüsse
TiAl5Cu1.4Fe1.2	910	831	5.7	17.0	1 Abguß

Skizze der Tiegelaufhängung im unteren Teil des

Lichtbogenofens

Tiegel von außen mittels Hebel(H) über Kreuzgelenk (K) kippbar.

a: Befestigungspunkte des Tiegels

112

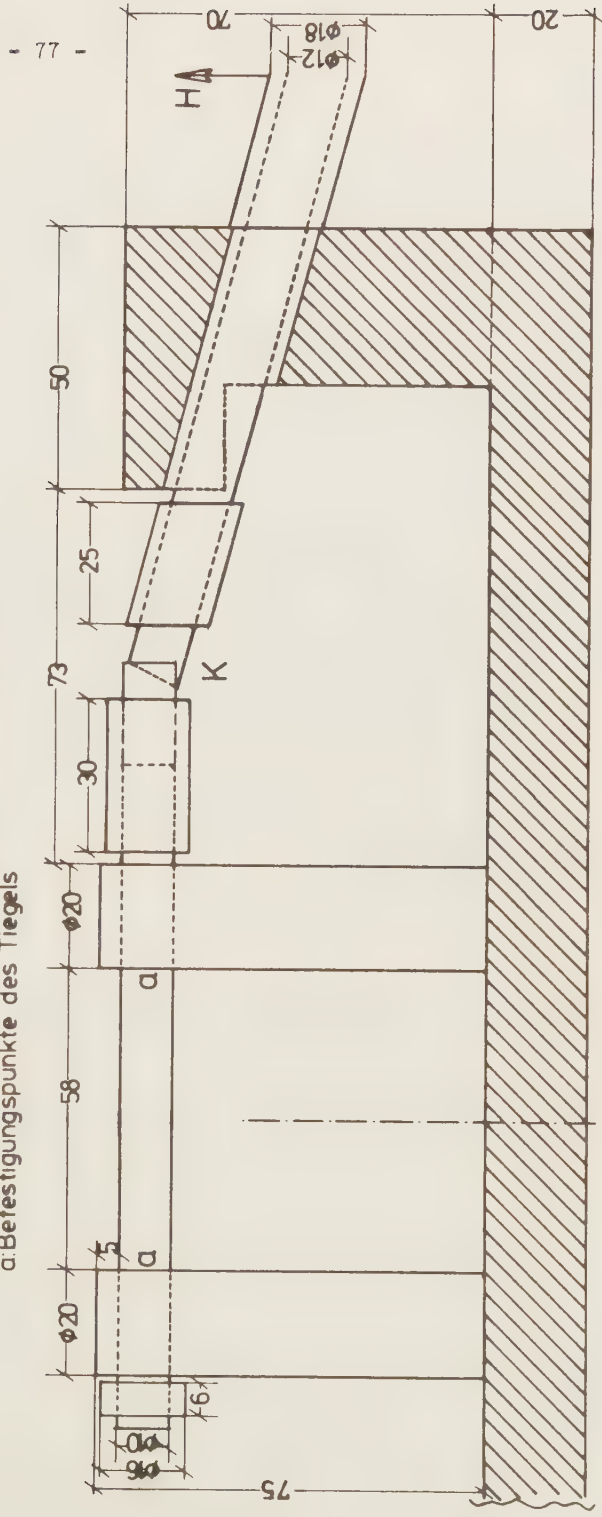


Abb. 2

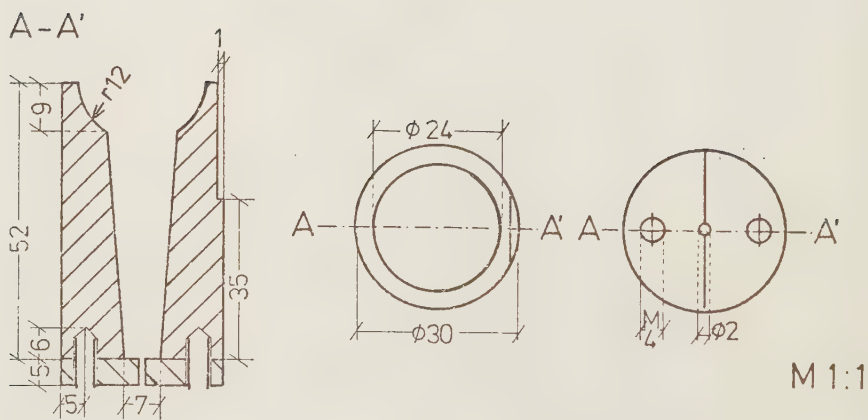
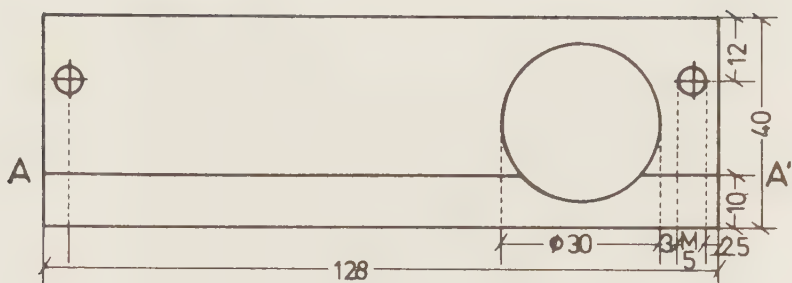
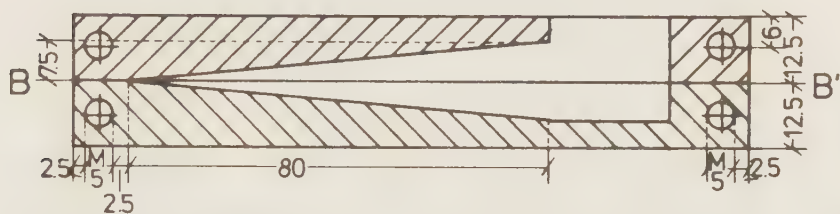


Abb. 3

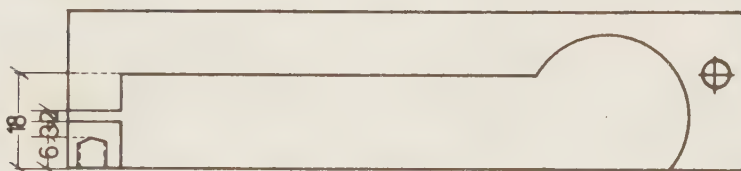
3-teilige Kupferkokille für den Abguß von Zugproben



A-A'



B-B'



3-teilige Kupferkokille für den Abguß von Keilen
Abb.4

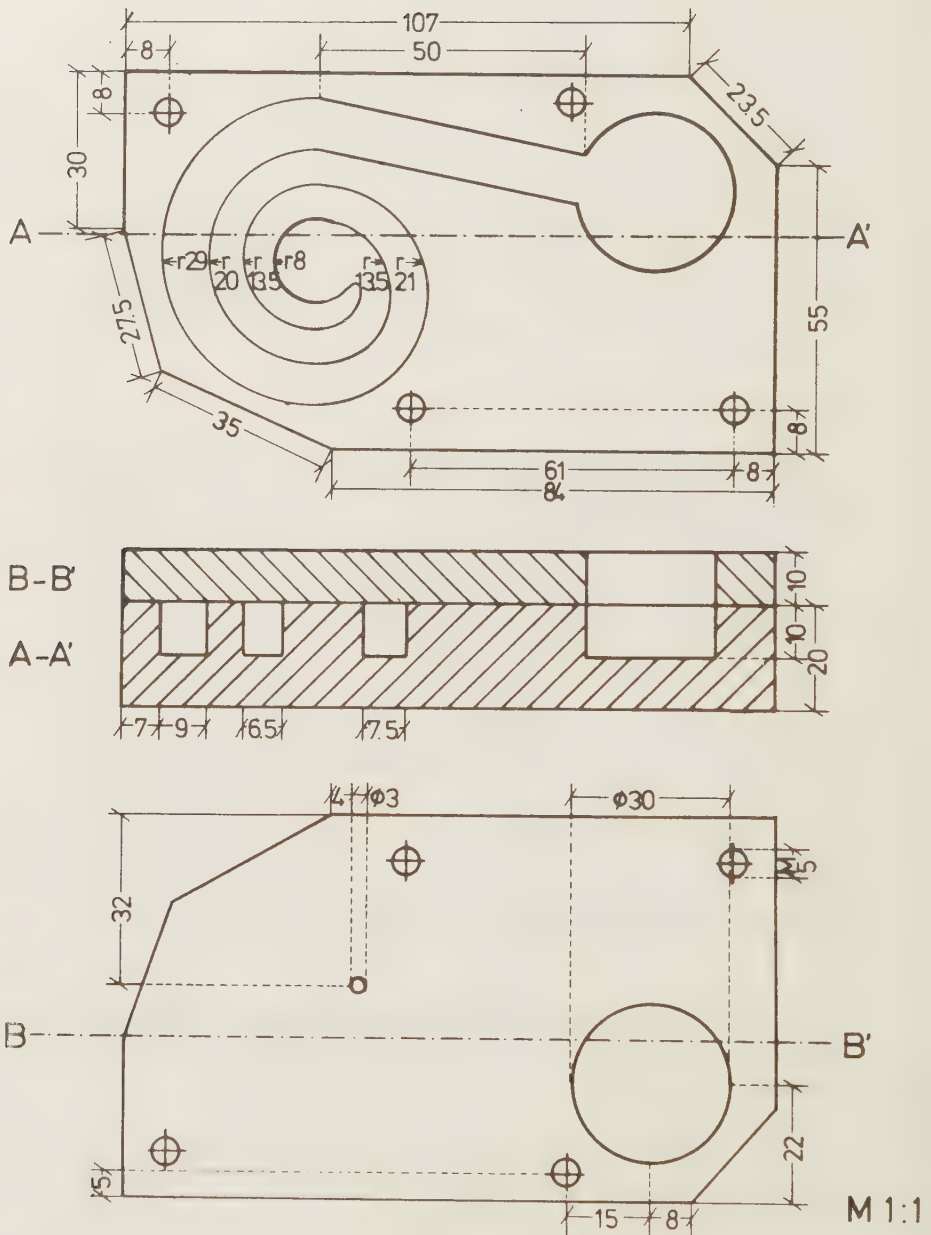


Abb.5

2-teilige Kupferkokille für den Abguß von Spiralen

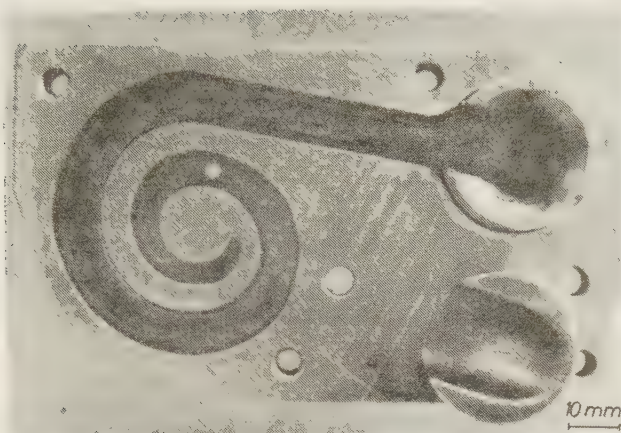
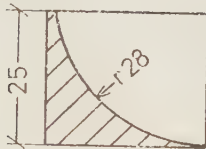


Abb.6: Unterteil der Kupferkokille für den Abguß von Spiralen mit Eingußtrichtern (Abb. 7a + b)

A-A'



A-A'

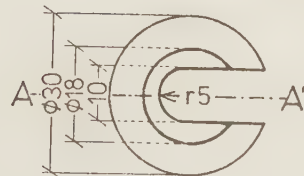
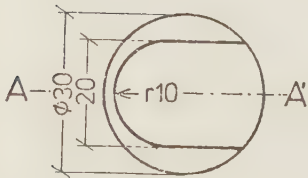
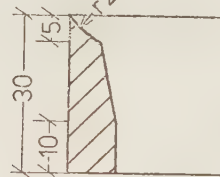


Abb.7a

Abb.7b

M 1:1

Eingußtrichter aus Kupfer für Kokillen aus Abb. 4 u. 5

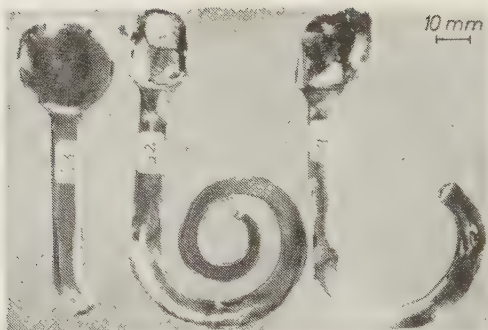


Abb. 8a

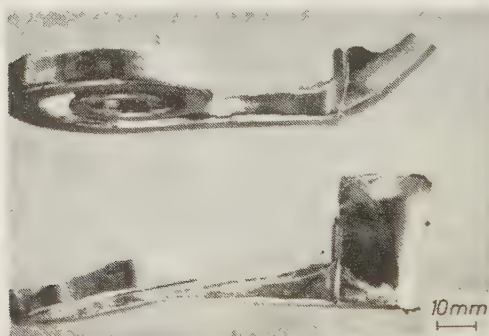


Abb. 8b

Abb. 8a und b: Einfluß unterschiedlicher Einlaufgeschwindigkeit der Schmelze infolge verschiedener Eingüßrichter auf die Formfüllung einer spiralförmigen Kupferkokille bei Titan technischer Reinheit

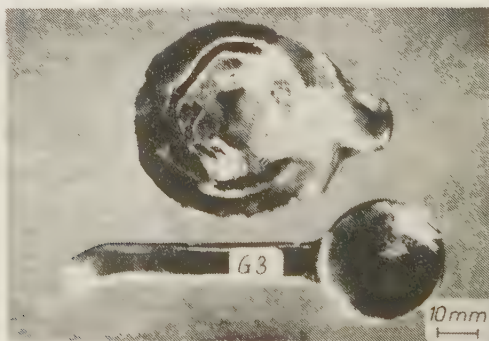


Abb. 9: Im Schmelztiegel erstarrter Restwerkstoff und Gießspirale aus Titan techn. Reinheit, Abguß ohne Eingüßrichter

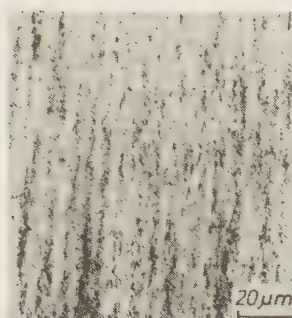


Abb.10: TiFe32.3, Guß
Eutekt. β -Ti-MK+TiFe

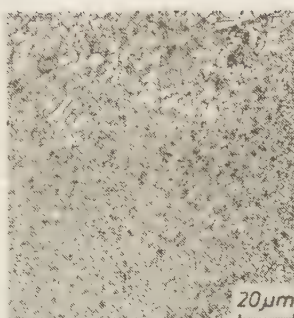


Abb.11: TiNi28.5, Guß
Eutekt. β -Ti-MK+Ti₂Ni

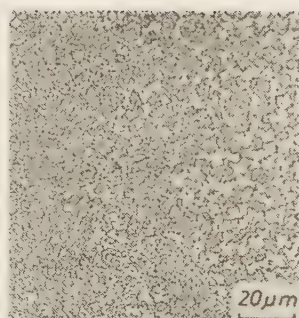


Abb.12: TiNi28.5Cu2, Guß
Eutekt. β -Ti-MK+Ti₂Ni

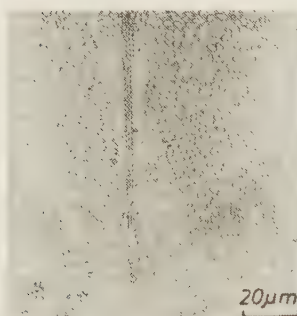


Abb.13: TiFe30.5Ag4.2
Guß, Eutektikum
 β -Ti-MK+TiFe

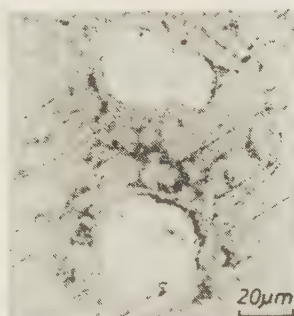


Abb.14: TiFe22.6Ag22.7
Guß, primär TiFe,
Ag-MK, Eut. β -Ti+TiFe

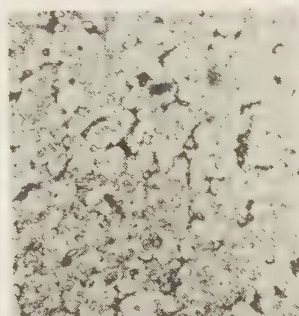


Abb.15: TiFe31.3BO.054
Guß, primär β -Ti-MK,
Eut. β -Ti+TiFe, Eut.
TiB+TiFe

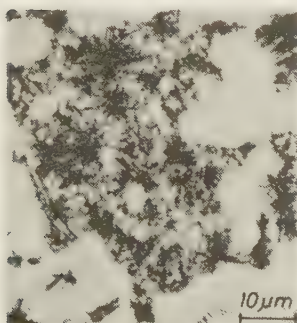


Abb.16: TiFe23BO.556
Guß, primär β -Ti-MK,
Eut. β -Ti+TiB

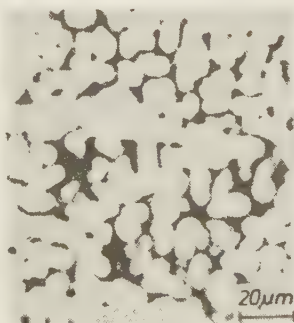


Abb.17: TiFe31.2Si0.196
Guß, primär β -Ti-MK,
Eut. (entart.) β -Ti+
TiFe

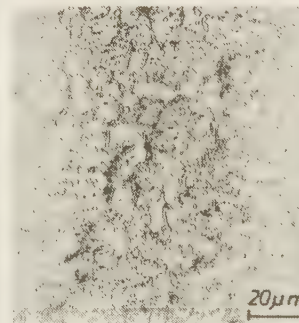


Abb.18: TiFe22.8Si1.61
Guß, primär β -Ti-MK,
Eut. β -Ti+Ti₅Si₃

Titanreiche Ecke im System Ti - Ag - Fe

Schmelzfläche

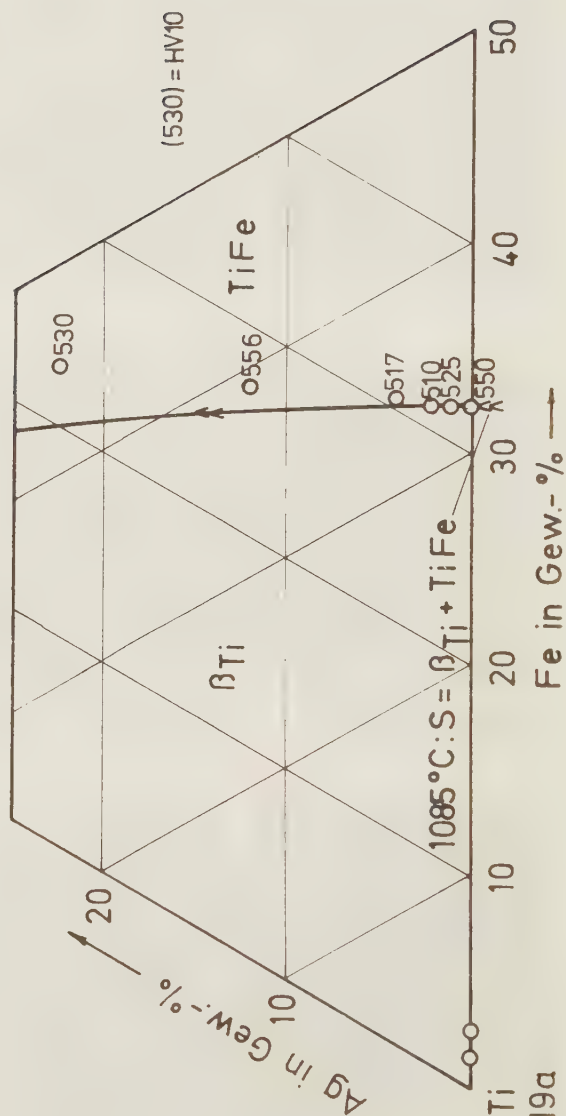


Abb. 19a

Titanreiche Ecke im System Ti - Ag - Fe

Isothermer Schnitt bei 950°C

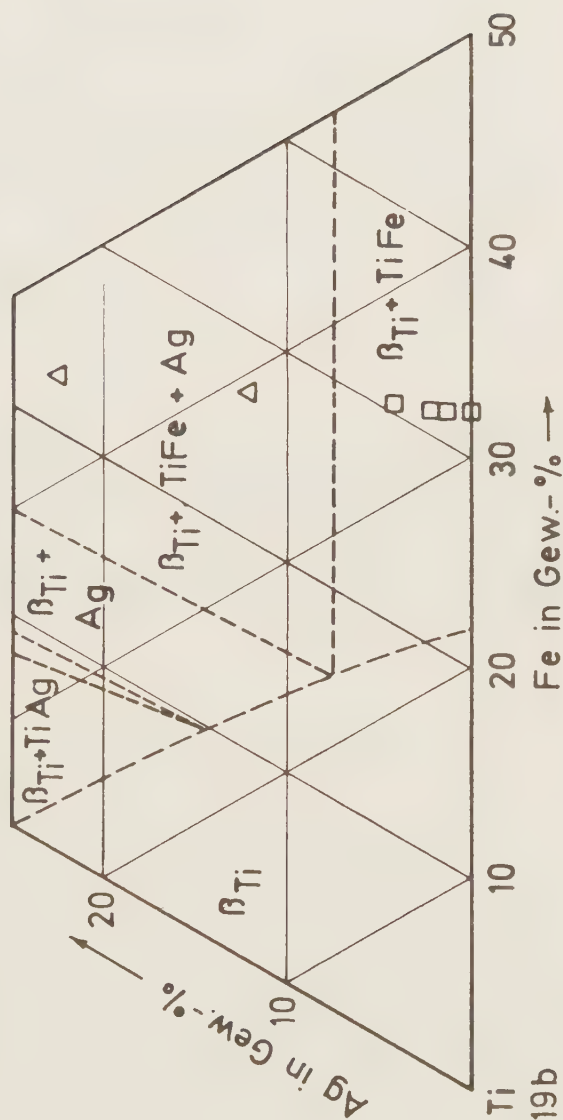
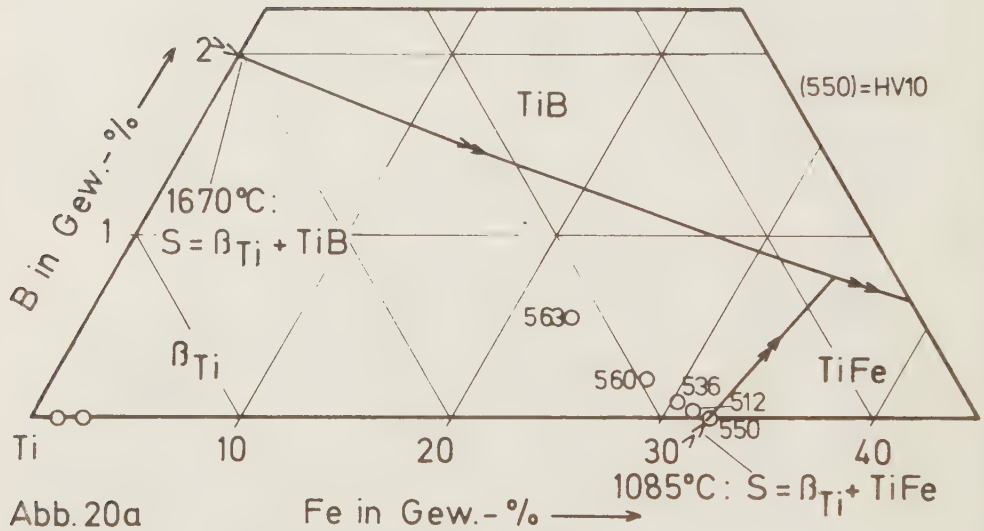


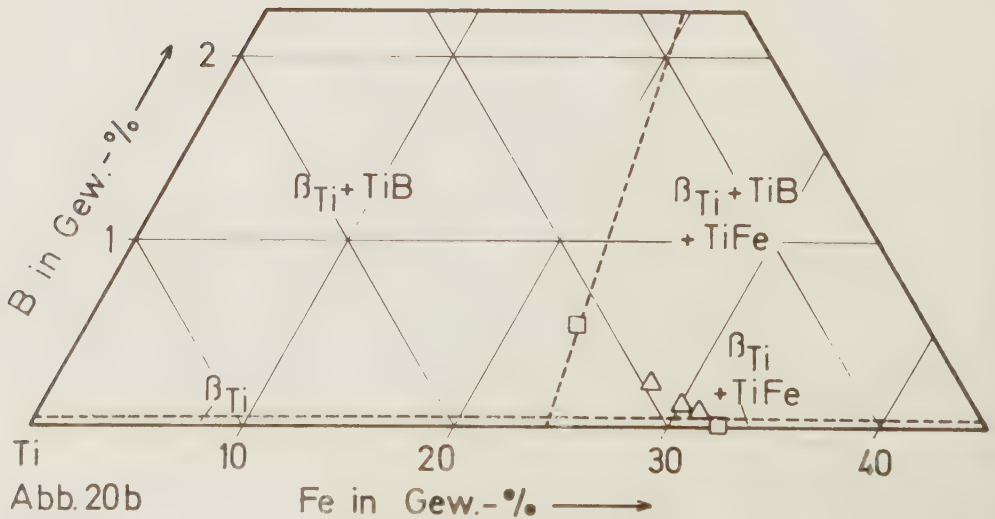
Abb. 19b

Titanreiche Ecke im System Ti - B - Fe

Schmelzfläche

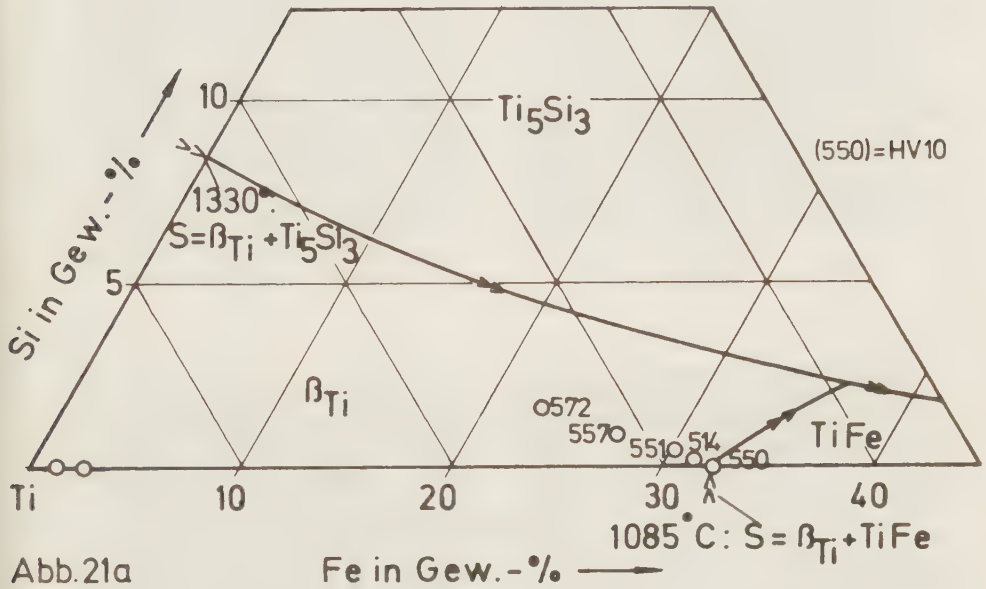


Isothermer Schnitt bei 1000°C

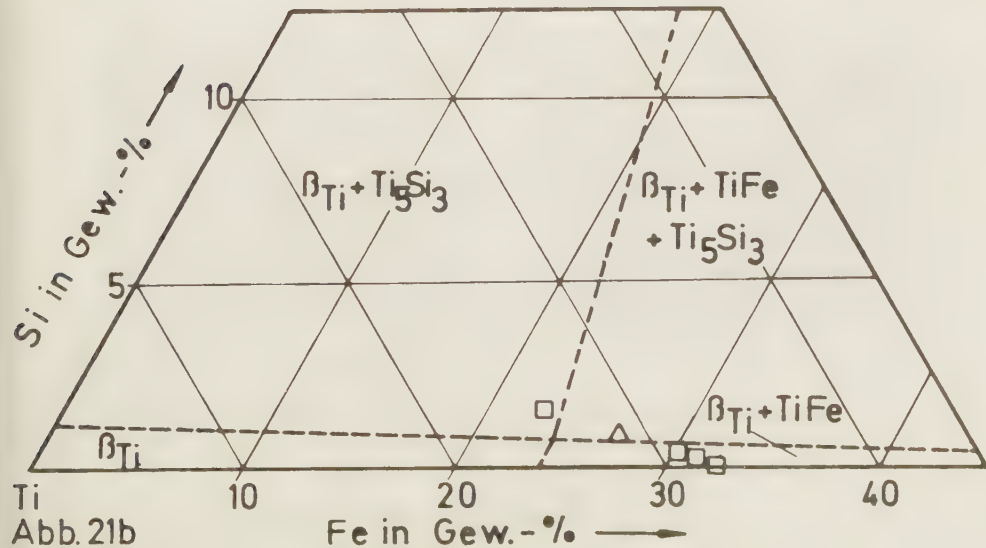


Titanreiche Ecke im System Ti-Fe-Si

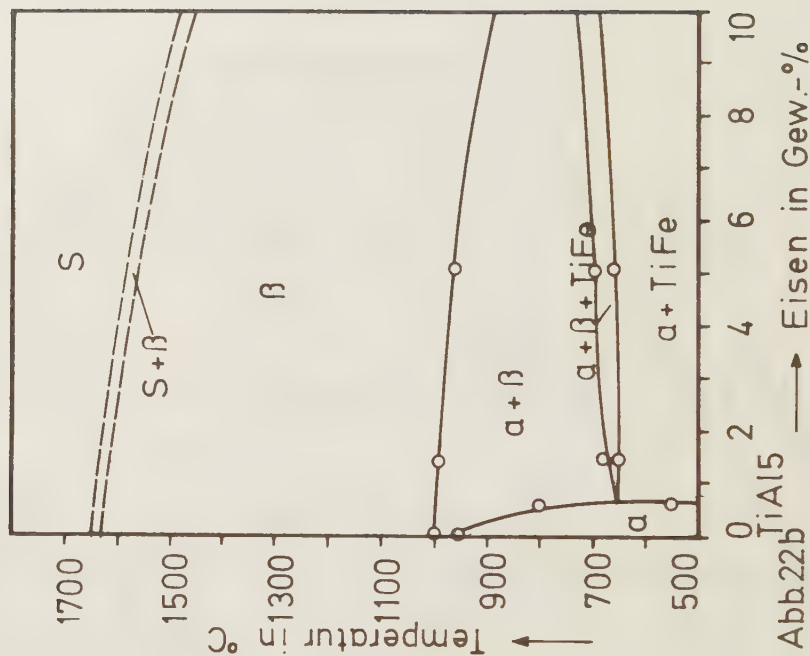
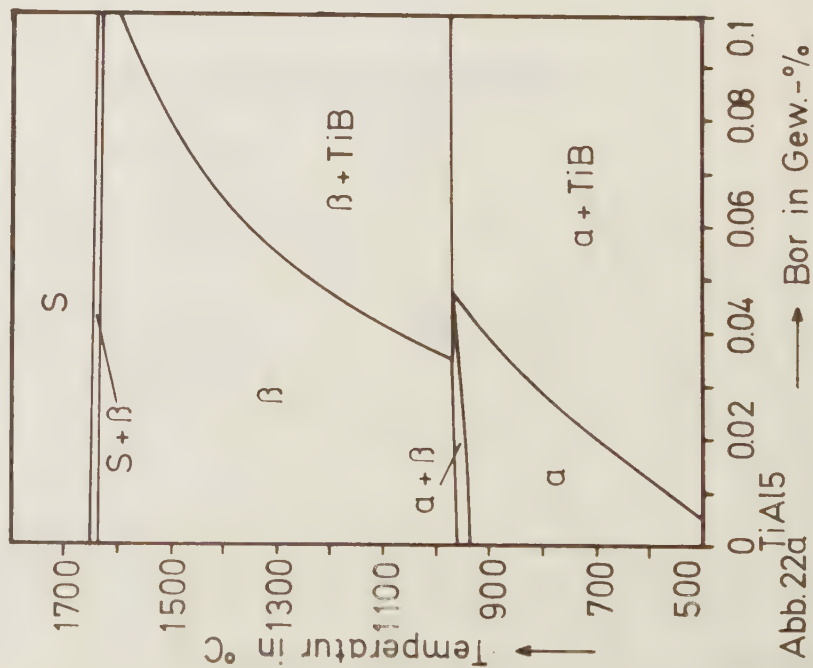
Schmelzfläche



Isothermer Schnitt bei 1000°C



Konzentrationschnitt durch die Systeme Ti-Al-B und Ti-Al-Fe⁶¹⁾ bei 5 Gew.-% Al



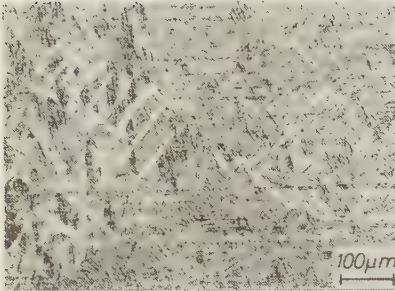


Abb.23: TiAl5B0.03, Guß
β/α-Umwandlungsgefüge

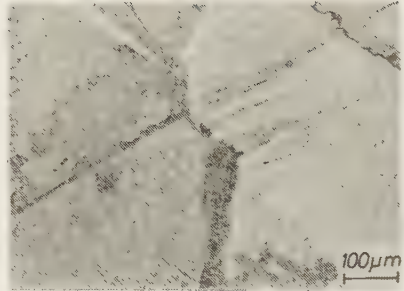


Abb.24: TiAl5, Guß
β/α-Umwandlungsgefüge, pol.
Licht



Abb.25: TiAl5Fe1.25, Guß
β/α-Umwandlungsgefüge

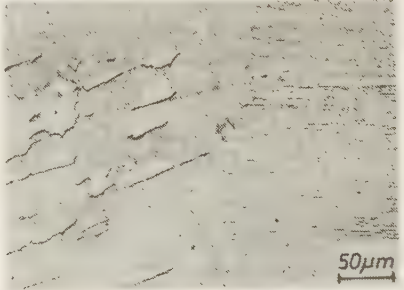


Abb.26: TiAl5Fe2.5, Guß
β/α-Umwandlungsgefüge



Abb.27: TiAl5Fe1.25B0.03, Guß
β/α-Umwandlungsgefüge



Abb.28: TiAl5Fe2.5B0.03, Guß
β/α-Umwandlungsgefüge

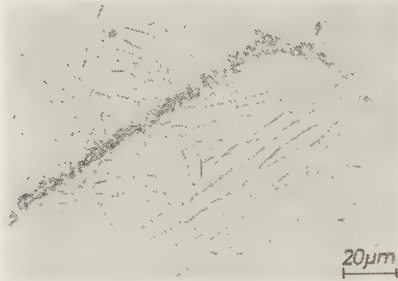


Abb.29a: TiAl5Fe1.25BO.05, Guß TiB in β/α -Umwandlungsgefüge

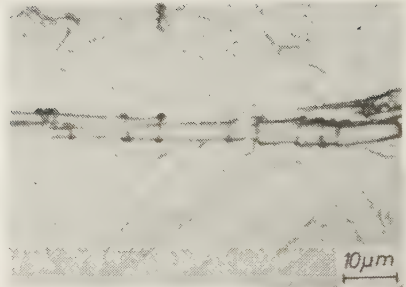


Abb.29b: TiAl5Fe1.25BO.05, Guß wie Abb.29a, große Boridnadel



Abb.30a: TiAl5Fe2.5, Guß Elektronenmikroskopische Durchstrahlungsaufnahme (TEM = transmission electron microscopy)

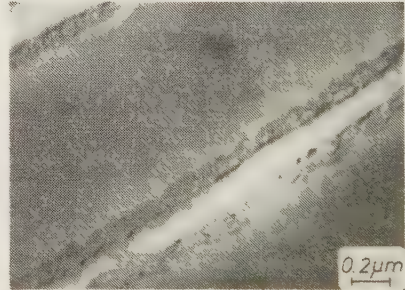


Abb.30b: TiAl5Fe2.5, 30 min 1000 °C/L, TEM-Aufnahme

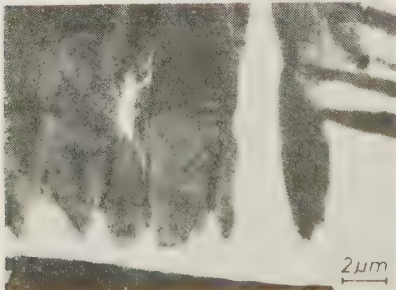


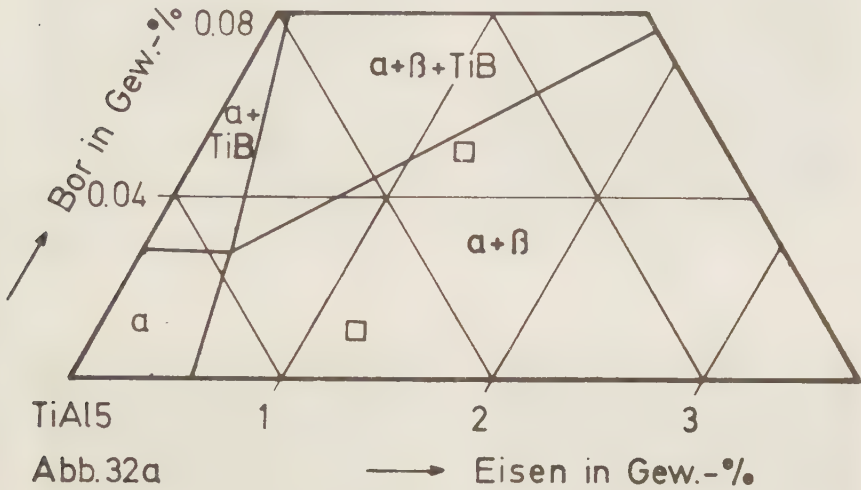
Abb.31a: TiAl5Fe2.5BO.03, Guß TEM-Aufnahme, TiB in α -Platten



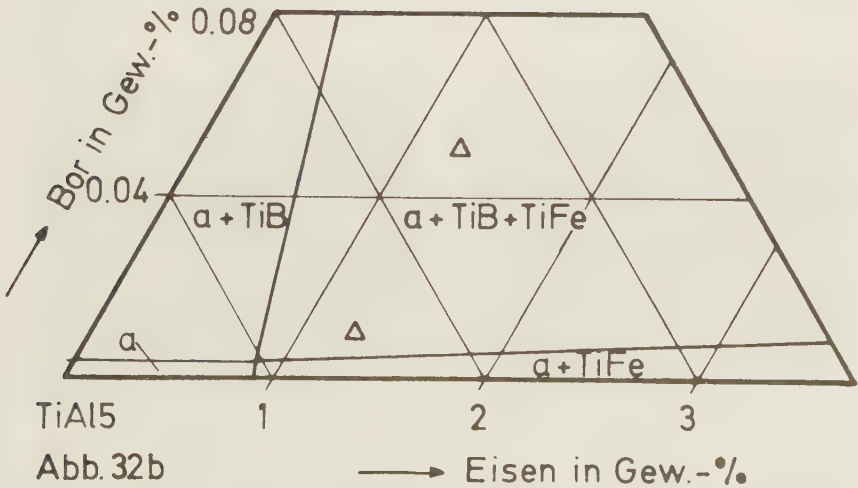
Abb.31b: TiAl5Fe2.5BO.03, Guß wie Abb.31a, in stärkerer Vergrößerung

Isotherme Schnittedurch das quaternäre System Ti-Al-Fe-B bei 5 Gew.-% Al

a) 800 °C:



b) 475 °C:



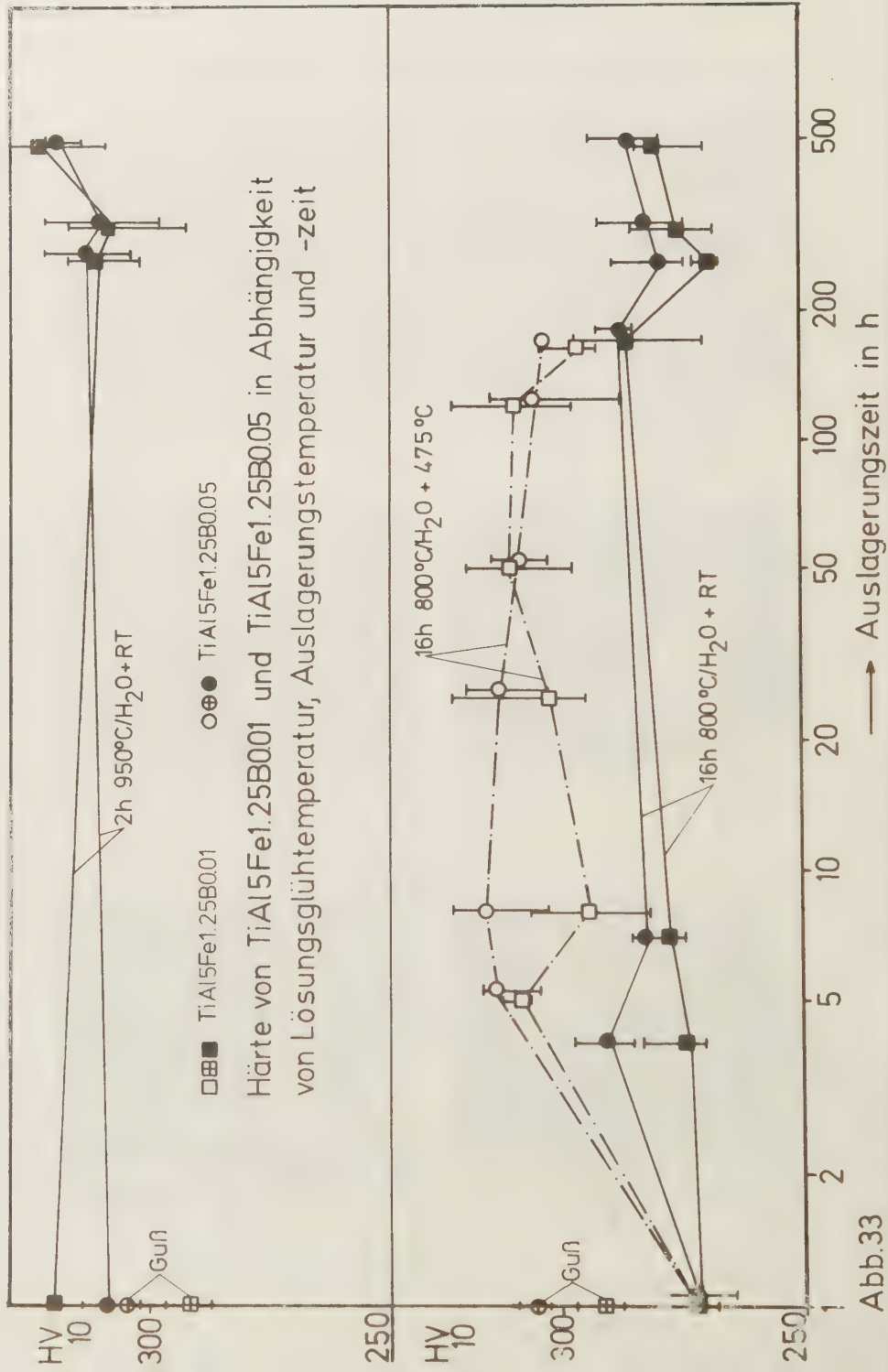


Abb.33



Abb. 34a: TiAl5Fe1.25B0.01, Guß
 β/α -Umwandlungsgefüge

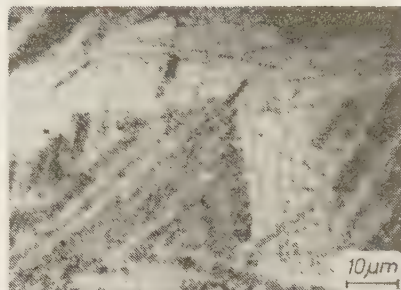


Abb. 34b: TiAl5Fe1.25B0.01,
 22 h 800 °C/H₂O + 50 h 475 °C/L



Abb. 35a: TiAl5Fe1.25B0.05,
 22 h 800 °C/H₂O, TiB +
 α -Ti-MK + β -Ti-MK



Abb. 35b: TiAl5Fe1.25B0.05,
 22 h 800 °C/H₂O + 50 h 475 °C/L

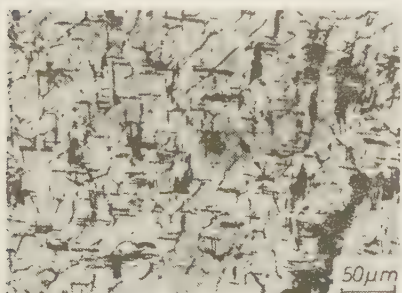


Abb. 36: TiAl5Fe1.25B0.2, Guß
 β -Ti-MK, Eut. β -Ti-MK + TiB



Abb. 37: TiAl5Fe2.5B0.2, Guß
 β -Ti-MK, Eut. β -Ti-MK + TiB

Konzentrationschnitt durch das quaternäre System Ti-Al-Fe-B bei 5 Gew.-% Al und 1.25 Gew.-% Fe

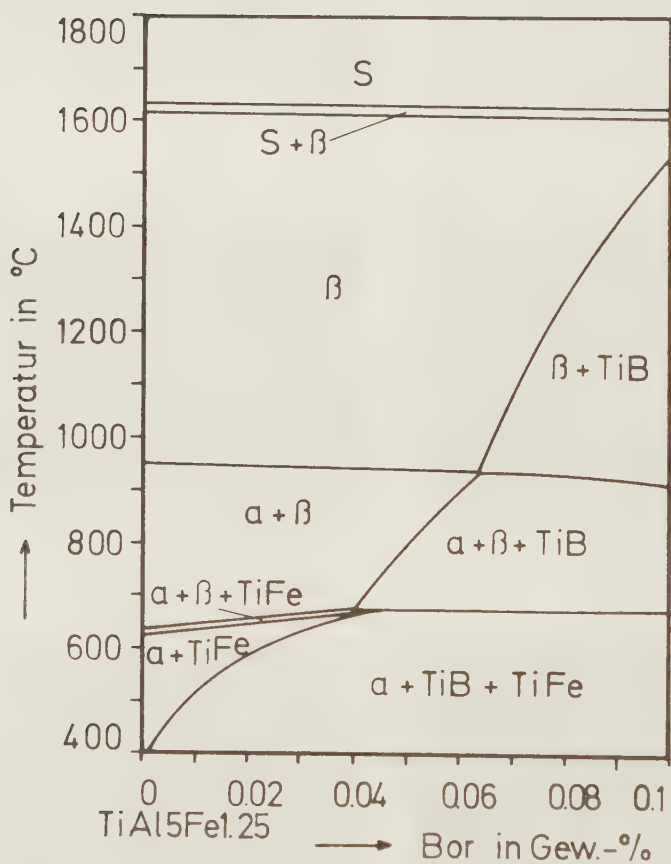
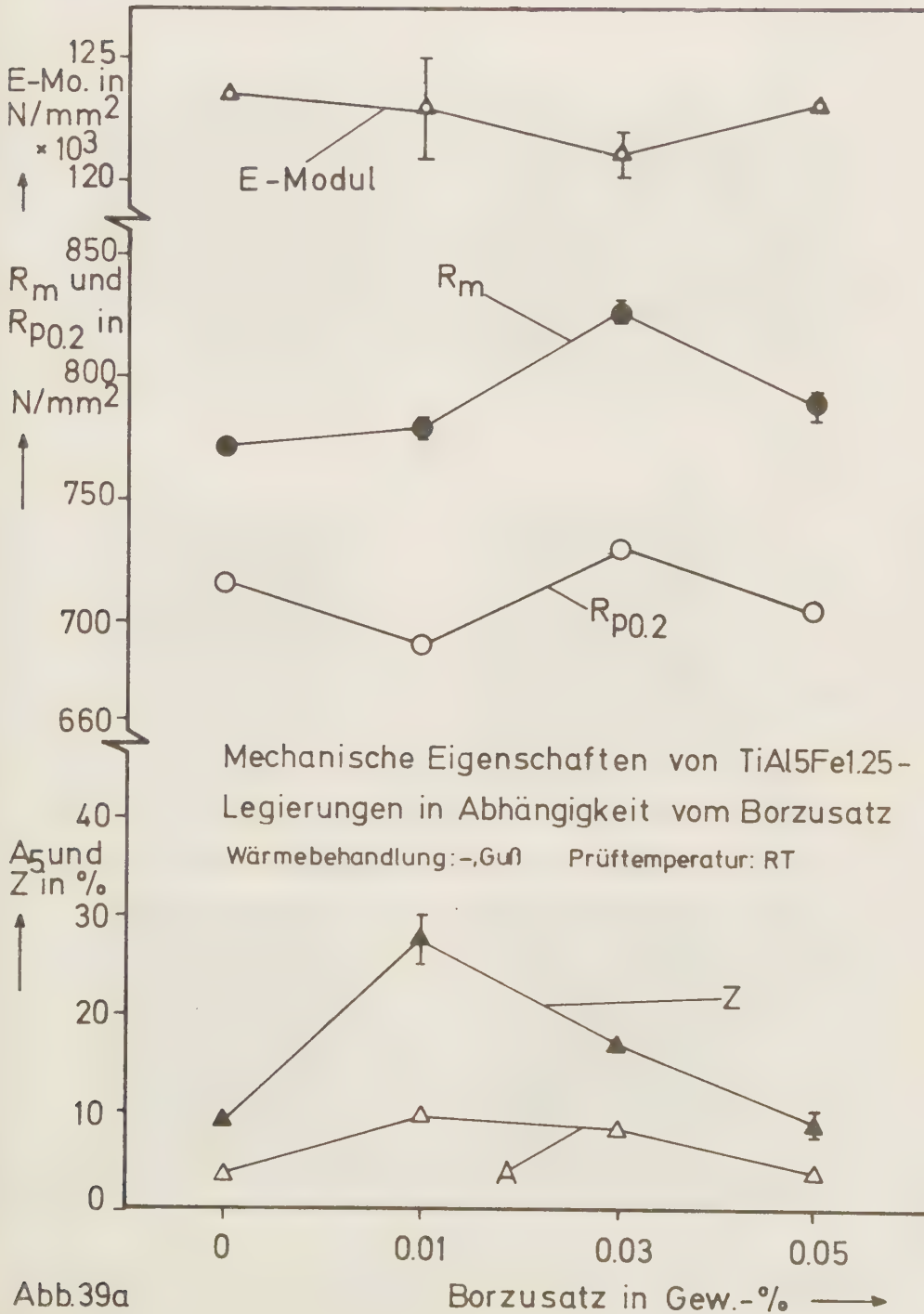


Abb.38



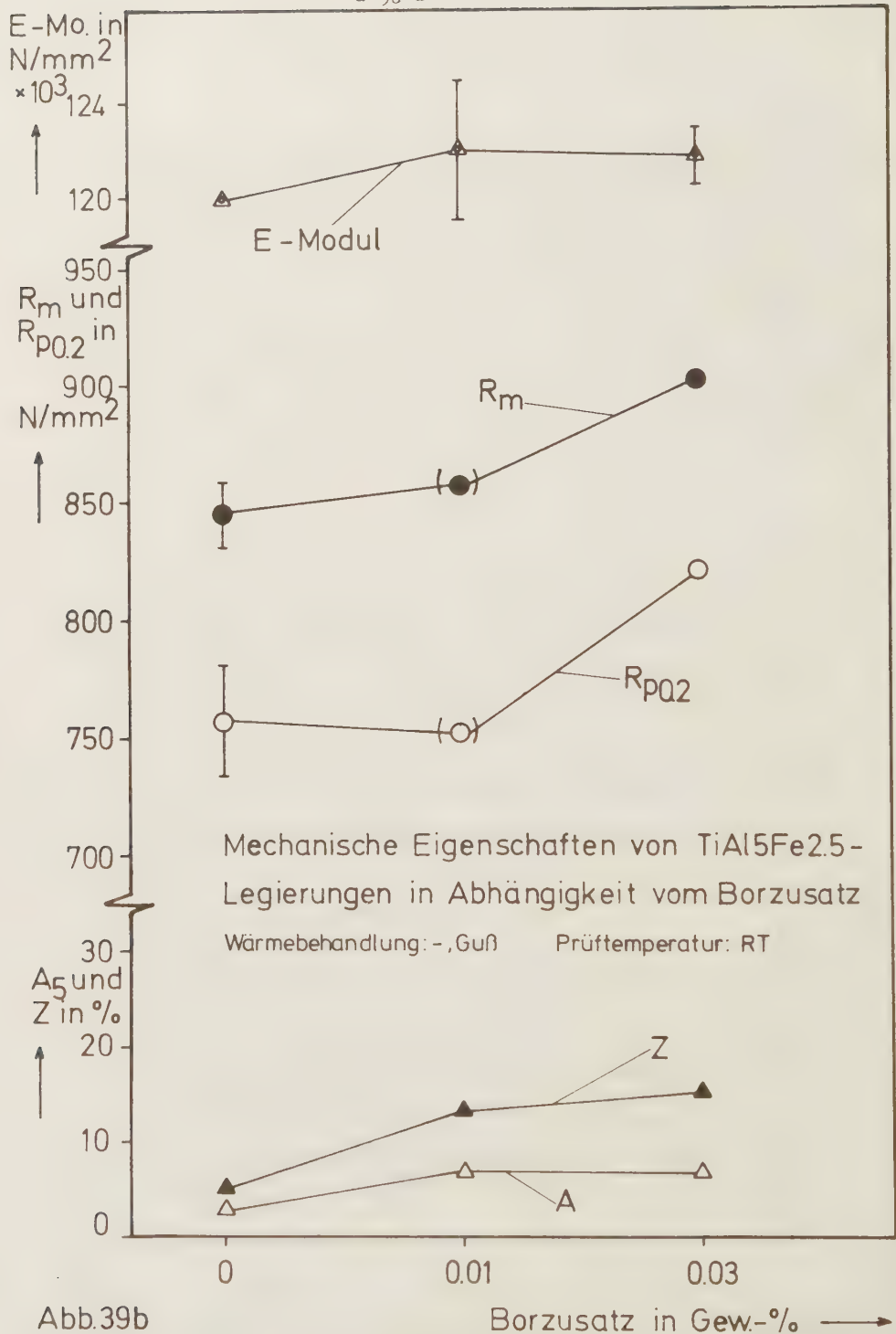


Abb.39b

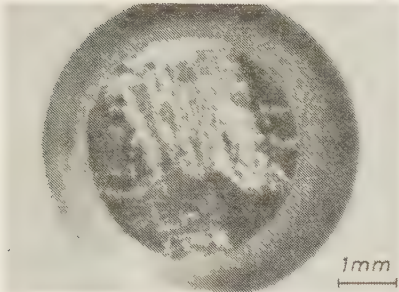


Abb.40: TiAl5Fe1.25, Guß
Bruchfläche Zugprobe



Abb.41: TiAl5Fe2.5, Guß
Bruchfläche Zugprobe

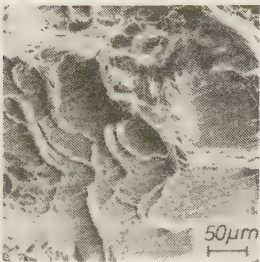


Abb.42a: TiAl5Fe1.25, Guß
REM-Aufnahme

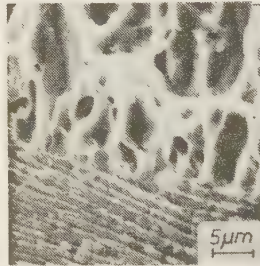


Abb.42b: TiAl5Fe1.25, Guß
REM-Aufnahme

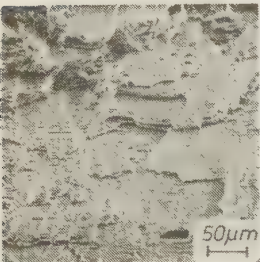


Abb.43a: TiAl5Fe2.5, Guß
REM-Aufnahme

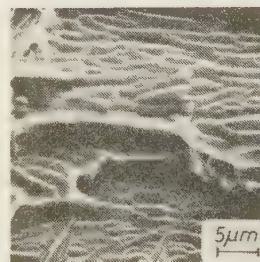


Abb.43b: TiAl5Fe2.5, Guß
REM-Aufnahme, wie Abb.43a in
stärkerer Vergrößerung

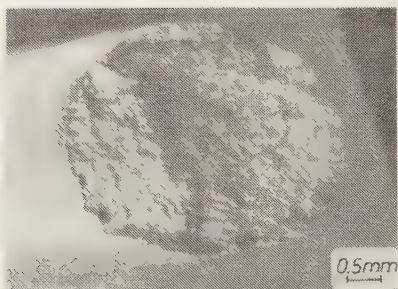


Abb.44: TiAl5Fe1.25BO.03, Guß
Bruchfläche Zugprobe



Abb.45: TiAl5Fe2.5BO.03, Guß
Bruchfläche Zugprobe

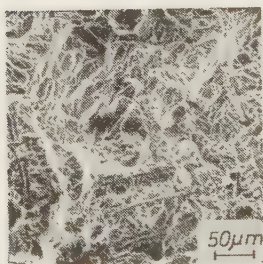


Abb.46a: TiAl5Fe1.25BO.03, Guß
Bruchfläche, REM-Aufnahme,
Boridnadeln

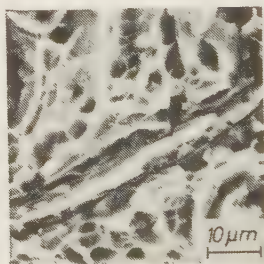


Abb.46b: TiAl5Fe1.25BO.03, Guß
Bruchfläche, REM-Aufnahme, wie
Abb.46a in stärkerer Vergrößerung

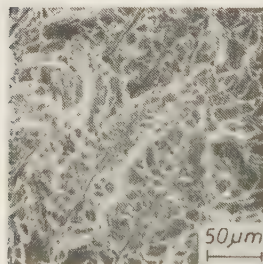


Abb.47a: TiAl5Fe2.5BO.03, Guß
Bruchfläche, REM-Aufnahme,
Boridnadeln

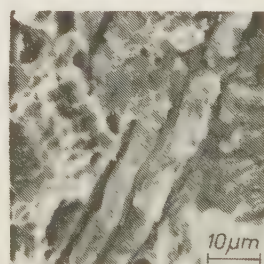


Abb.47b: TiAl5Fe2.5BO.03, Guß
Bruchfläche, REM-Aufnahme, wie
Abb.47a in stärkerer Vergrößerung

Zug-Druck-Wechselfestigkeit σ_{ZDW} von TiAl5Fe1.25 in Abhängigkeit von der Probenlage

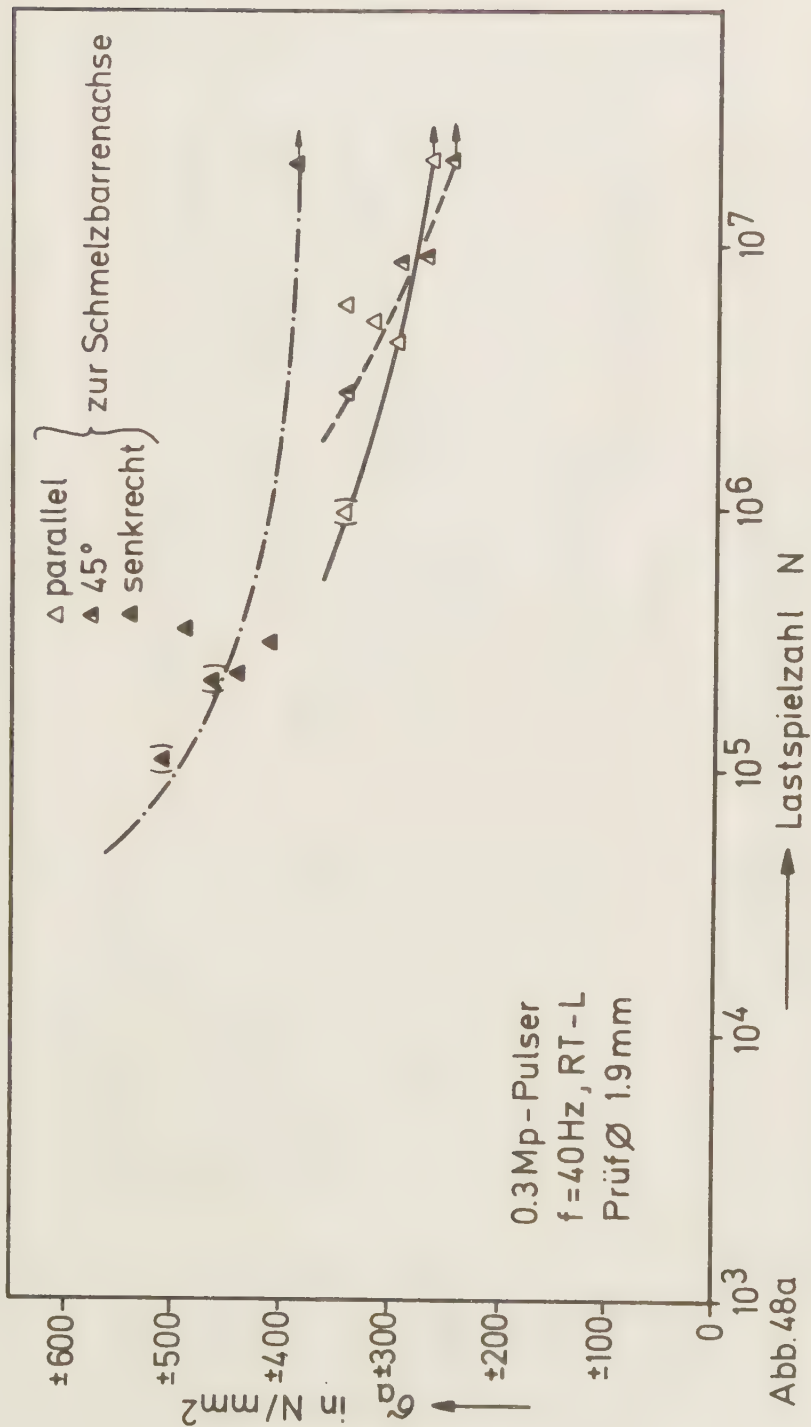
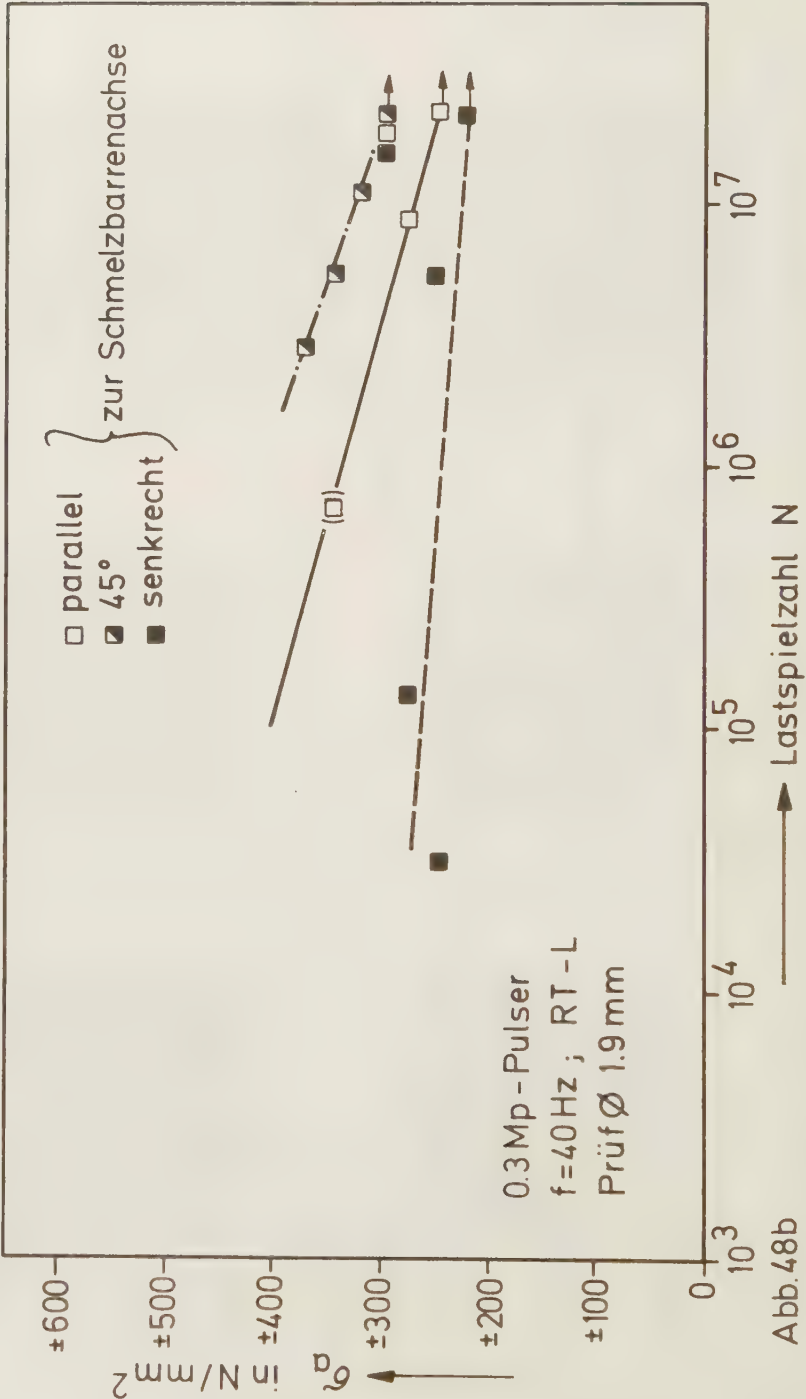
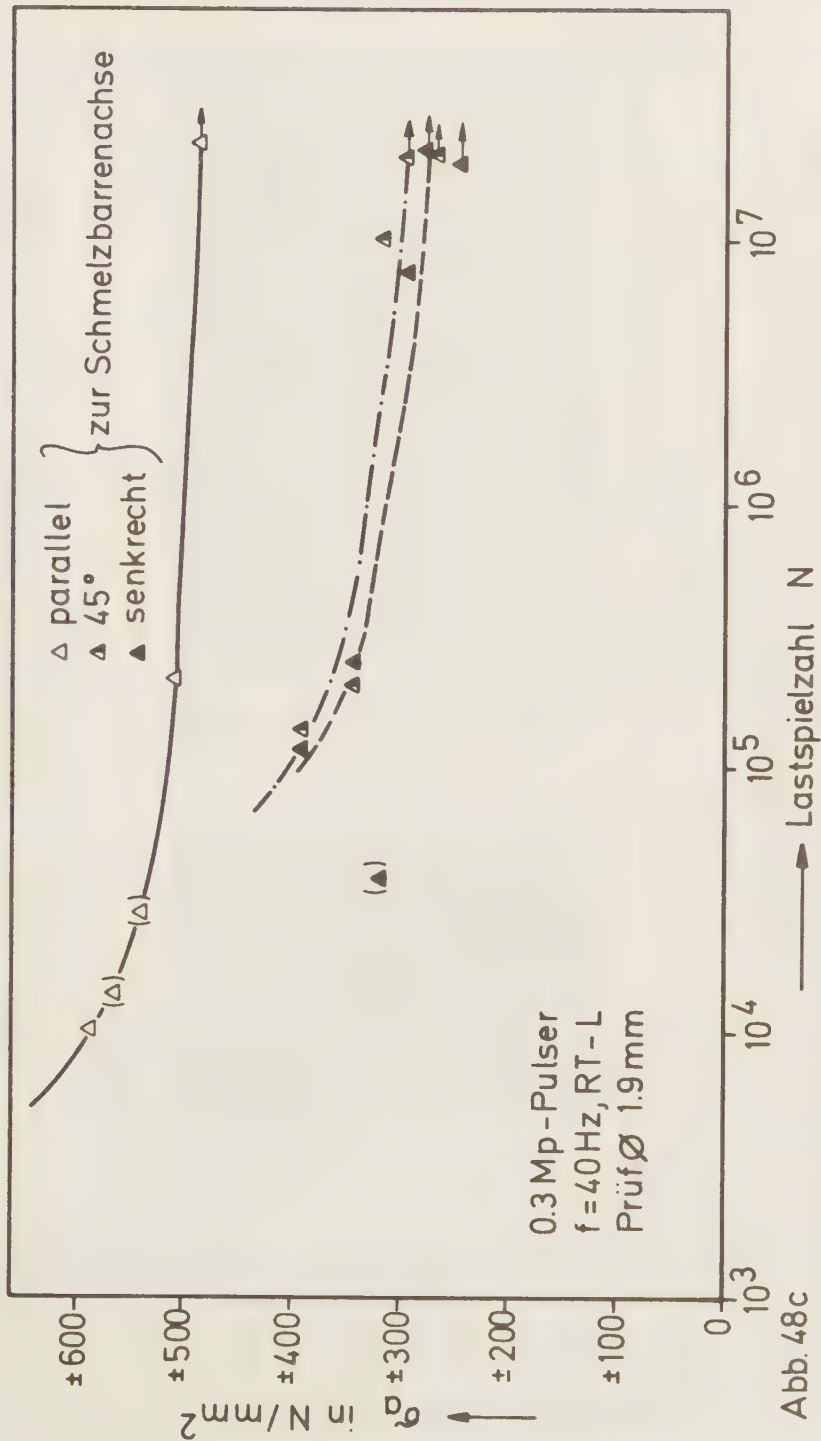


Abb. 48a

Zug-Druck-Wechselfestigkeit σ_{ZDW} von TiAl5Fe1.25B0.01 in Abhängigkeit von der Probenlage



Zug-Druck-Wechselfestigkeit σ_{ZDW} von TiAl5Fe1.25B0.03 in Abhängigkeit von der Probenlage



Zug-Druck-Wechselfestigkeit σ_{ZDW} von TiAl5Fe1.25B0.05 in Abhängig-
keit von der Probenlage

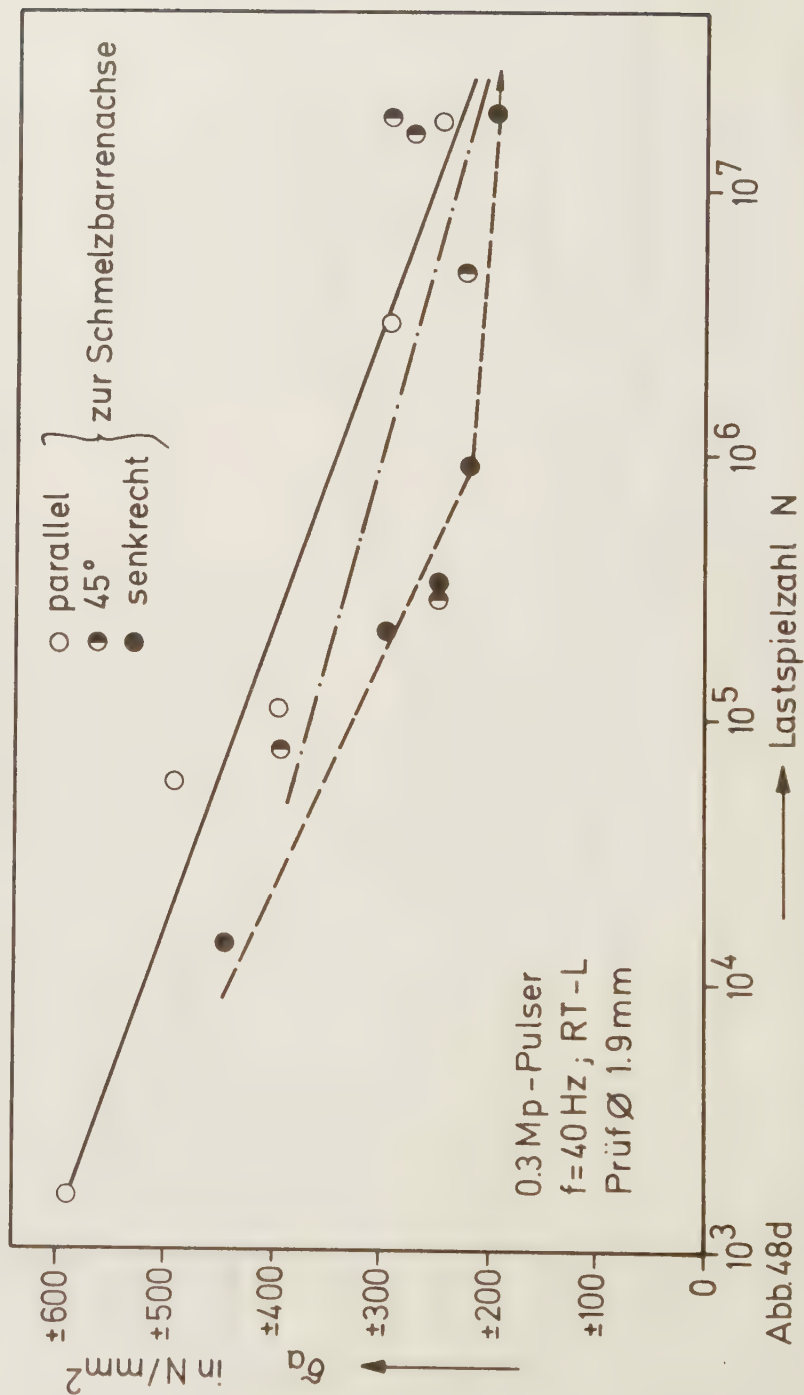




Abb.49a: Bruch der Kleinpulserprobe an der Nahtstelle von zwei Schmelzknöpfen

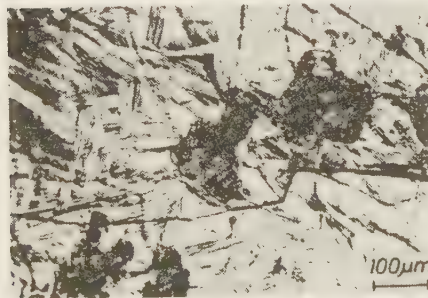


Abb.49b: Oberfläche eines ehemaligen Schmelzknopfes mit An-schmelzungen

Abb. 49 a + b: Kleinpulserprobe aus TiAl5Fe1.25BO.01 , senkrecht zur Schmelzbarrenachse entnommen; nach 110 000 Lastwechseln bei $\pm 270 \text{ N/mm}^2$ gebrochen

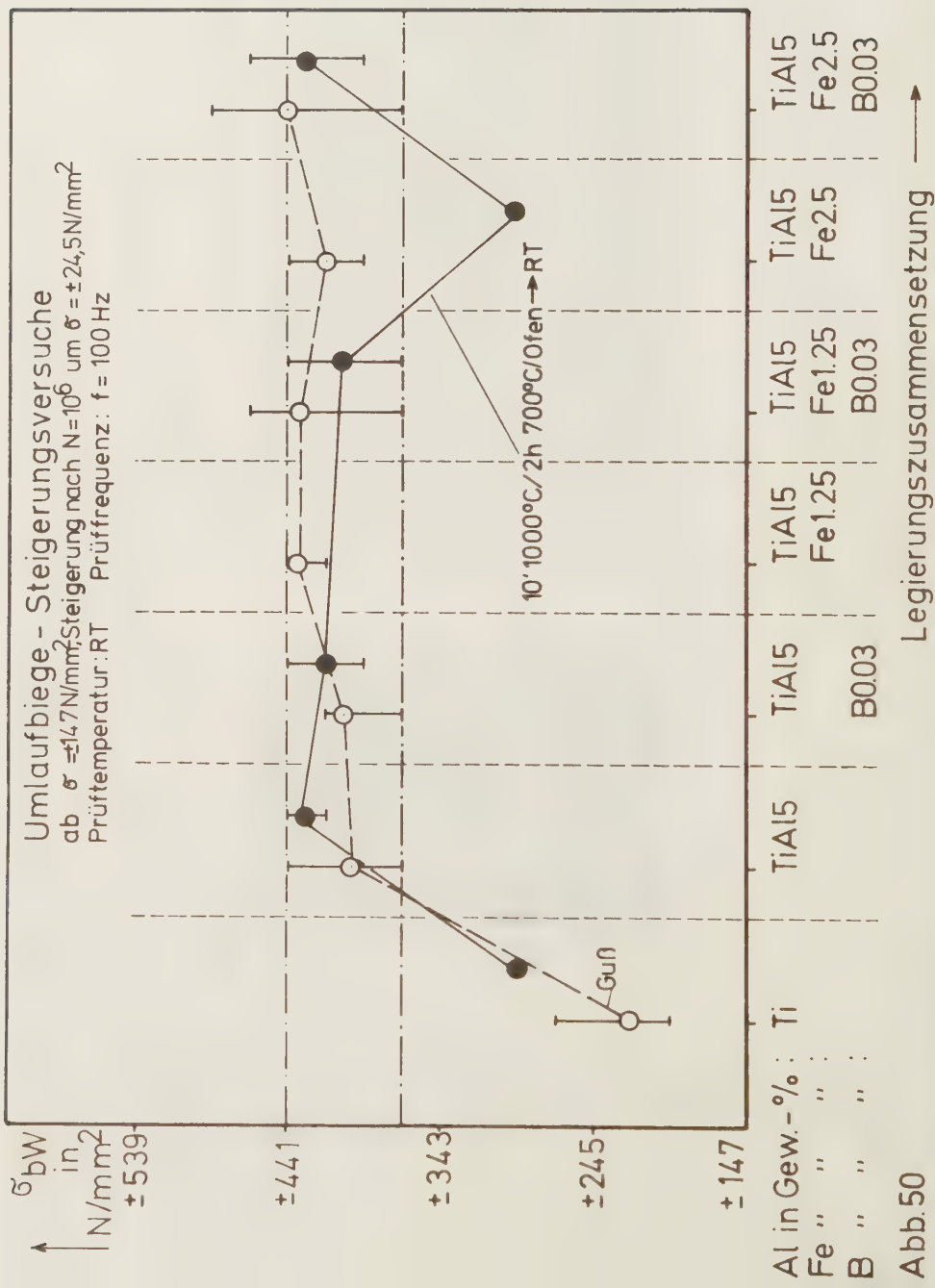
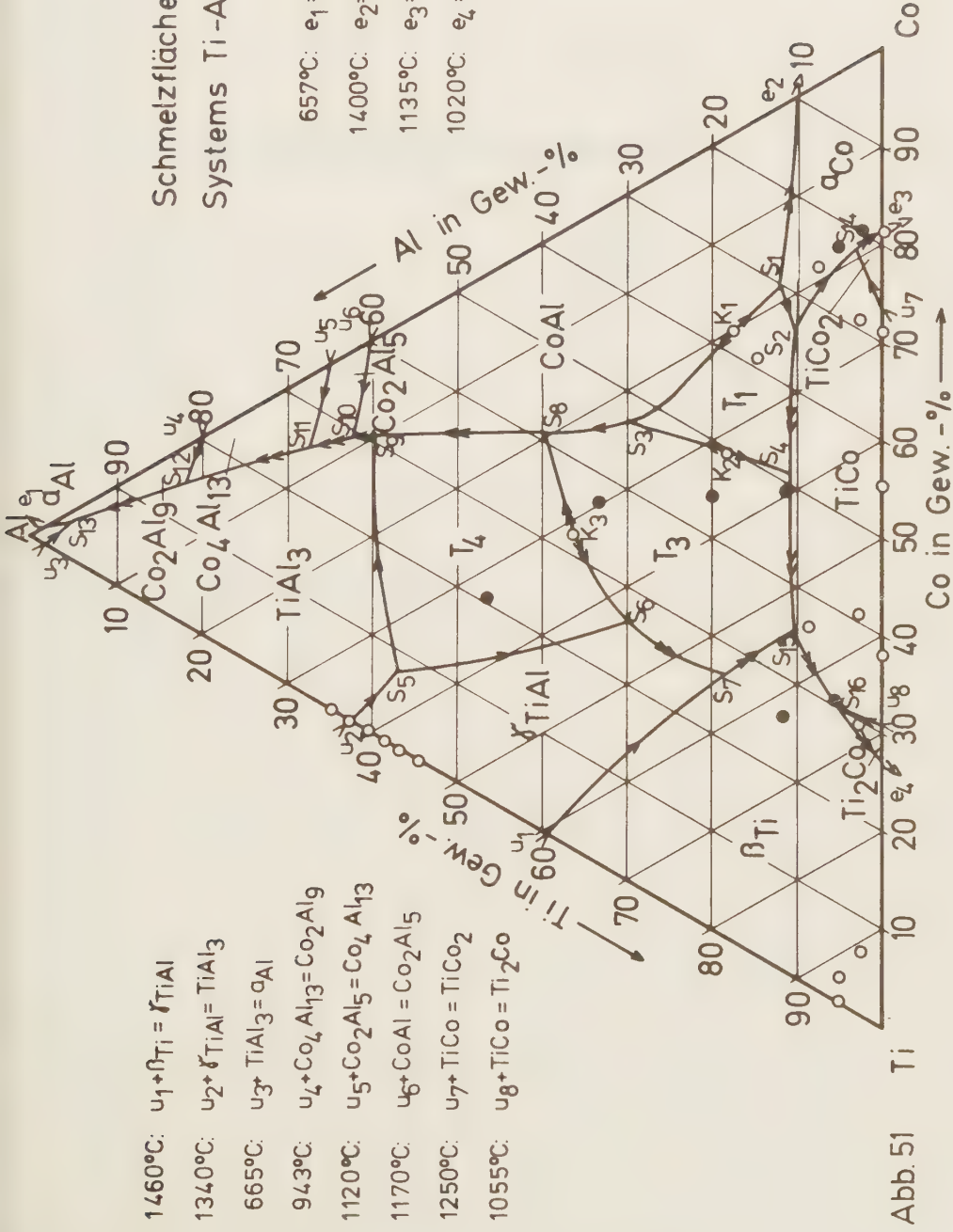


Abb.50

Schmelzfläche des Systems Ti-Al-Co



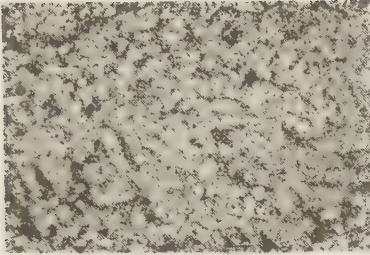


Abb.53: TiAl11.8Co25.7, Guß
primär β -Ti, zerf. in α_2 +T₃

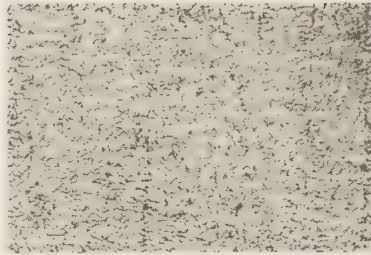


Abb.54: TiAl15.6Co30.3, Guß
Eut. β -Ti+TiCo

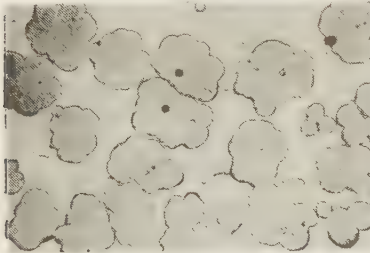


Abb.55: TiAl15Co77, Guß
primär α -Co-MK, perit. TiCo

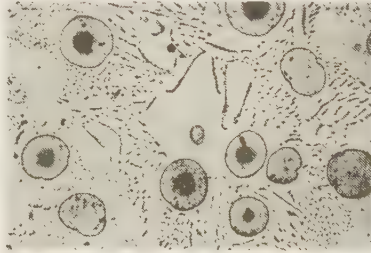


Abb.56: TiAl2.5Co80.2, Guß, primär
TiCo₂ mit Ausscheidungen von TiCo₃,
Eut. α -Co-MK+TiCo₂

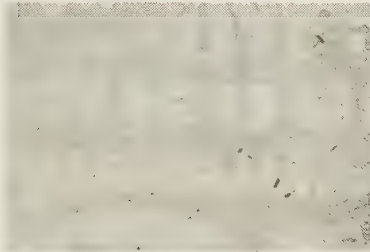


Abb.57: TiAl46.6Co20.4, Guß
prim. T₄, Eut. T₃+T₄

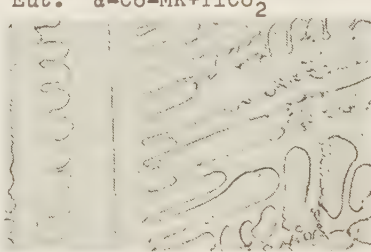


Abb.58: TiAl20.2Co44, Guß
prim. T₁, perit. T₃



Abb. 59: TiAl33.6Co36.7, Guß
prim. T₃, Eut. T₃+T₄

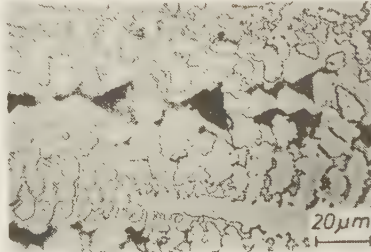


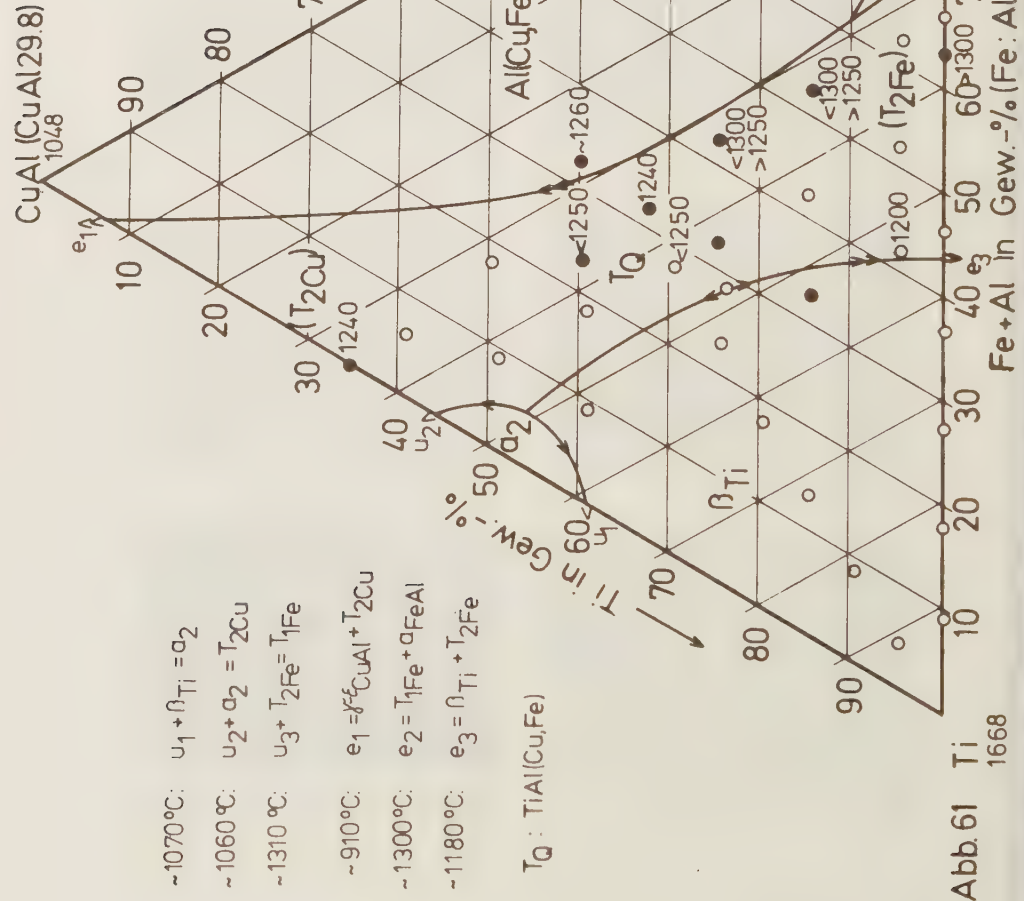
Abb. 60: TiAl11.2Co49, Guß
prim. T₁, perit. T₃, Eutekt.
TiCo+T₃

Quaternäres System

Ti-Al-Cu-Fe

Schmelzfläche des

Schnittes Ti-CuAl-FeAl



~1070°C:

$$u_1 + \beta_{Ti} = a_2$$

~1060 °C:

$$u_2 + a_2 = T_{xu}$$

-1310 °C:

$$U_3^+ T_{2Fe} = T_{1Fe}$$

-910°C.

$$e_1 = \gamma - \xi_{CuAl} + T_{2Cu}$$

~1300°C:

$$e_2 = r_{Fe} + a_{FeAl}$$

-1180°C.

$$e_3 = \Pi + 2Fe$$
 $TQ : TiAl(Cu,Fe)$

1200: Schmelz-
temperatur in °C

Konzentrationsverlauf von Ti, Al, Cu und Fe in den Legierungen TiAl206Fe42.7,
TiAl19.5Cu45.9 und TiAl20.1Cu22.8Fe21.5.

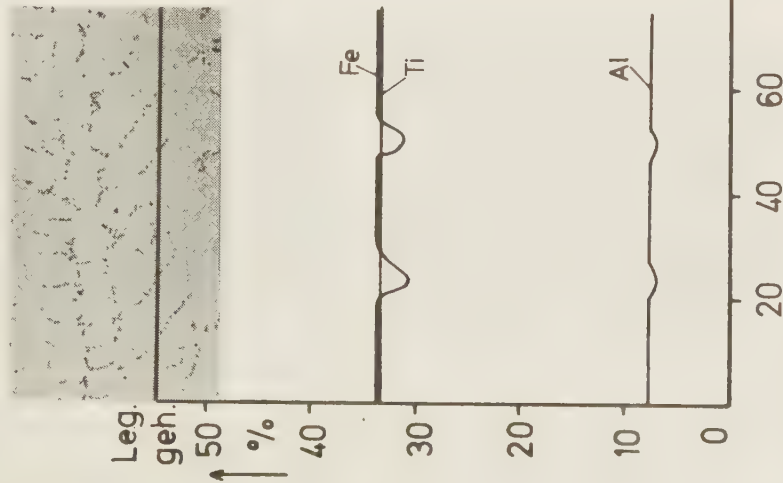


Abb. 62a

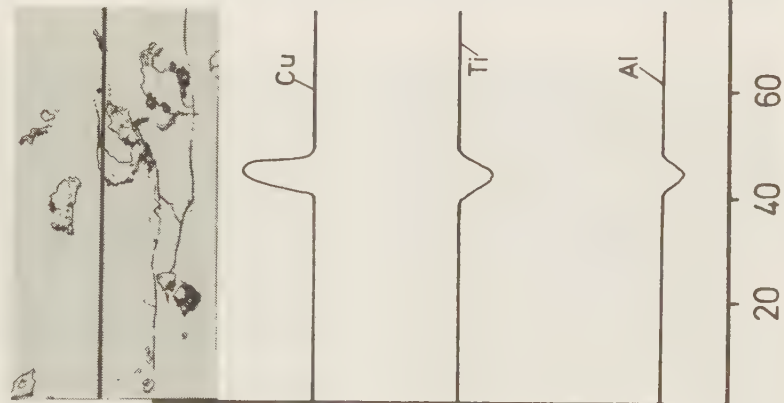


Abb. 62b

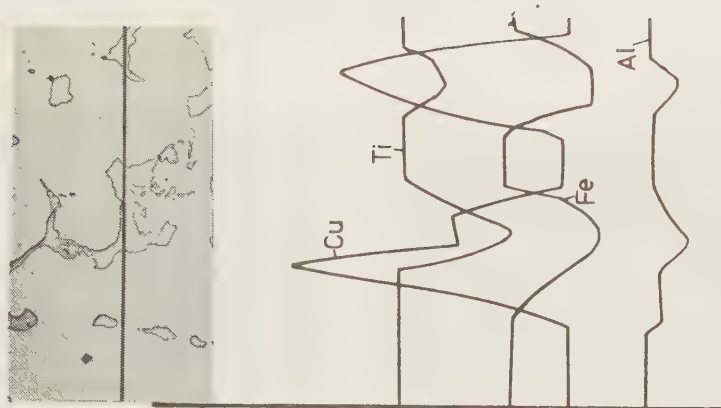


Abb. 62c



Abb. 63: TiAl19.4Cu28.1Fe15.4,
quat. MK TiAl(Cu,Fe), (T_Q); Guß



Abb. 64: TiAl18Cu17.7Fe21.7
prim. T_Q, perit. α₂; Guß



Abb. 65: TiAl14.9Cu10.5Fe21.6
primär β-Ti-MK, perit. + T_Q;
Guß

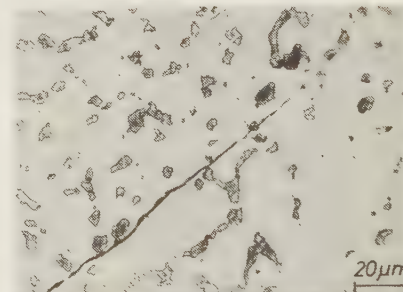


Abb. 66: TiAl21.5Cu10.8Fe35
primär T_Q, perit. Al, (Cu,Fe,Ti);
Guß



Abb. 67: TiAl21.3Cu17.9Fe28.4
prim. T_Q, perit. Al(Cu,Fe,Ti);
Guß

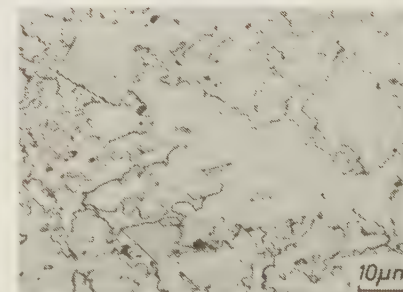


Abb. 68: TiAl22.7Cu28.5Fe21.3
prim. Al(Cu,Fe,Ti), Eut. T_Q+
Al(Cu,Fe,Ti); Guß

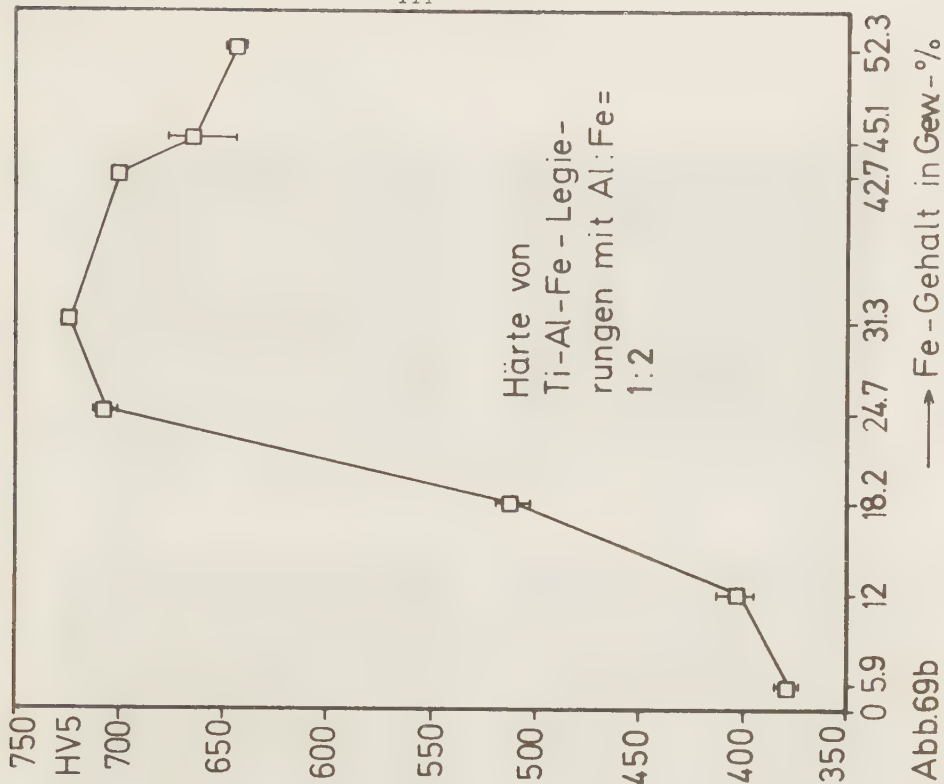
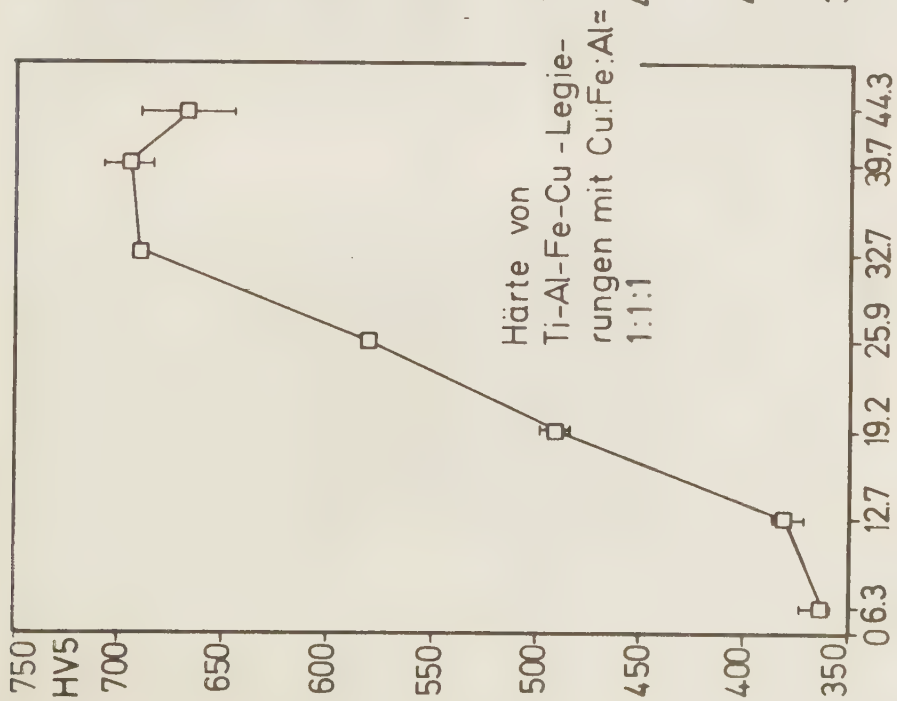


Abb. 69a → Cu+Fe-Gehalt in Gew.-% Abb. 69b → Fe-Gehalt in Gew.-%

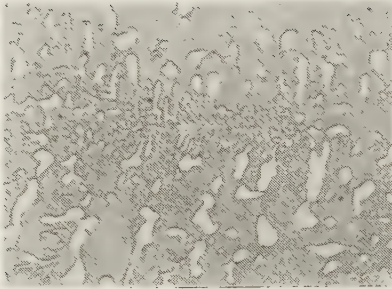


Abb. 70: TiAl19.8Co22Cu23, Guß
zweiphasig; Primär-MK kubisch
(L2₁), perit. hexagonal (C14)

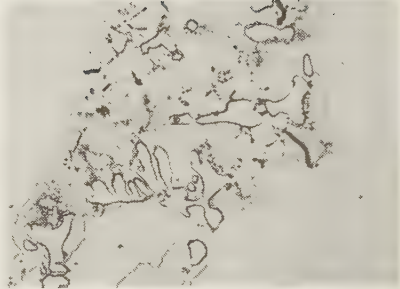


Abb. 71: TiAl20.4Co22Fe21.4, Guß
zweiphasig, Matrix hexagonal
(C14-Struktur)

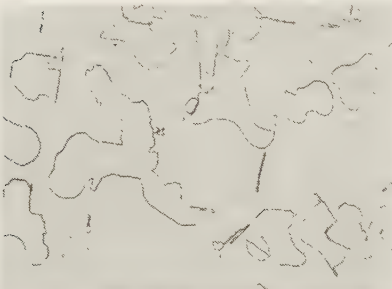


Abb. 72: TiAl20.2Co22Ni22, Guß
zweiphasig, Primär-MK (L2₁),
perit. hexagonal (C14)

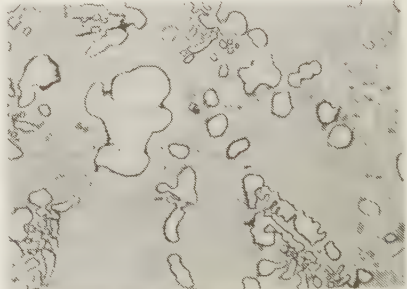


Abb. 73: TiAl19.8Cu23Ni22, Guß
dreiphasig, Matrix hexagonal
(C14-Struktur)

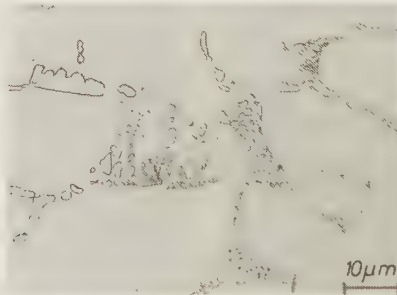


Abb. 74: TiAl20.4Fe21.4Ni22, Guß
dreiphasig, Matrix hexagonal
(C14-Struktur)

Quaternäres System Ti - Al - Cu - Fe

Schmelzfläche des Schnittes $\text{Al}_2\text{Ti} - \text{Cu}_2\text{Ti} - \text{Fe}_2\text{Ti}$

$\text{Cu}_2\text{Ti}(\text{CuTi}27.4)$

~1140°C: $u_4 + \gamma_{\text{TiAl}} = T_{4\text{Cu}}$

>1320°C: $u_5 + \text{TiFe}_2 = T_{2\text{Cu}}$

~1320°C: $u_6 + \gamma_{\text{TiAl}} = T_{4\text{Fe}}$

~ 940°C: $e_4 = T_{4\text{Cu}} + T_{2\text{Cu}}$

~ 1020°C: $e_5 = T_{1\text{Cu}} + T_{2\text{Cu}}$

~ 1300°C: $e_6 = T_{4\text{Fe}} + T_{2\text{Fe}}$

1240: Schmelztemperatur in °C

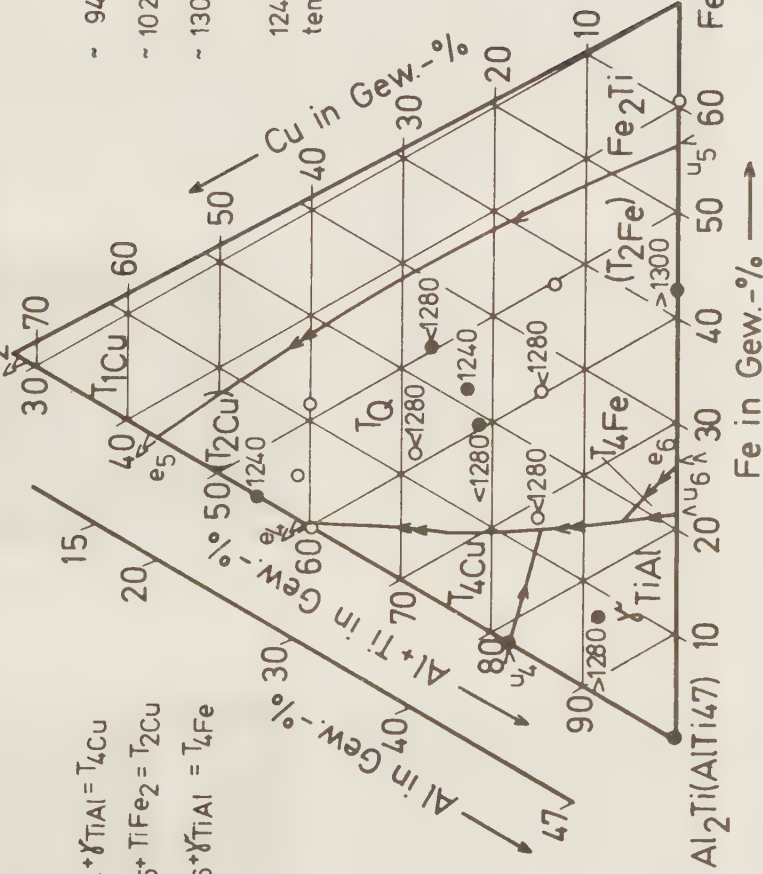


Abb. 75



Abb. 76: $\text{TiAl}_{39.6}\text{Cu}_{18.4}$, Guß
primär $\gamma\text{-TiAl}$, perit. $\text{T}_{4\text{Cu}}$
($\text{Ti}_2\text{Al}_5\text{Cu}$)



Abb. 77: $\text{TiAl}_{41.1}\text{Cu}_{8.5}\text{Fe}_{7.5}$, Guß
primär $\gamma\text{-TiAl}$, perit. $\text{T}_{4\text{Cu}}$, ent-
artetes Eut. $\text{T}_{4\text{Cu}} + \text{T}_\text{Q}$



Abb. 78a: $\text{TiAl}_{22.6}\text{Cu}_{21.8}\text{Fe}_{19.1}$,
Guß, prim. T_Q , entart. Eut.
 $\text{T}_\text{Q} + \text{T}_{4\text{Cu}}$

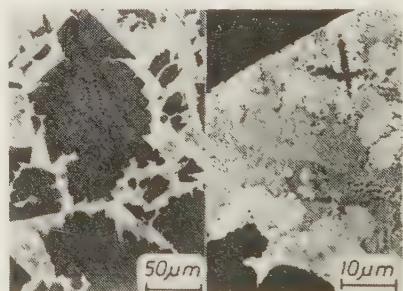


Abb. 78b: $\text{TiAl}_{22.6}\text{Cu}_{21.8}\text{Fe}_{19.1}$,
1280 °C (Schmelze/ H_2O), primär
 T_Q , Eut. $\text{T}_\text{Q} + \text{T}_{4\text{Cu}}$



Abb. 79a: $\text{TiAl}_{15.3}\text{Cu}_{27}\text{Fe}_{23.8}$,
primär T_Q , perit. eisen- und
kupferreicher MK

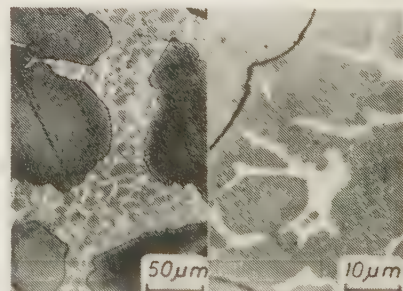


Abb. 79b: $\text{TiAl}_{15.3}\text{Cu}_{27}\text{Fe}_{23.8}$,
1280 °C (Schmelze/ H_2O), prim.
 T_Q , perit. eisenreicher MK,
Eut. $\text{T}_\text{Q} + \text{T}_{1\text{Cu}}$

Raum der Primärkristallisation
des quaternären Mischkristalls
 $\text{TiAl}(\text{Cu},\text{Fe})$ "T_Q" im System
Ti - Al - Cu - Fe

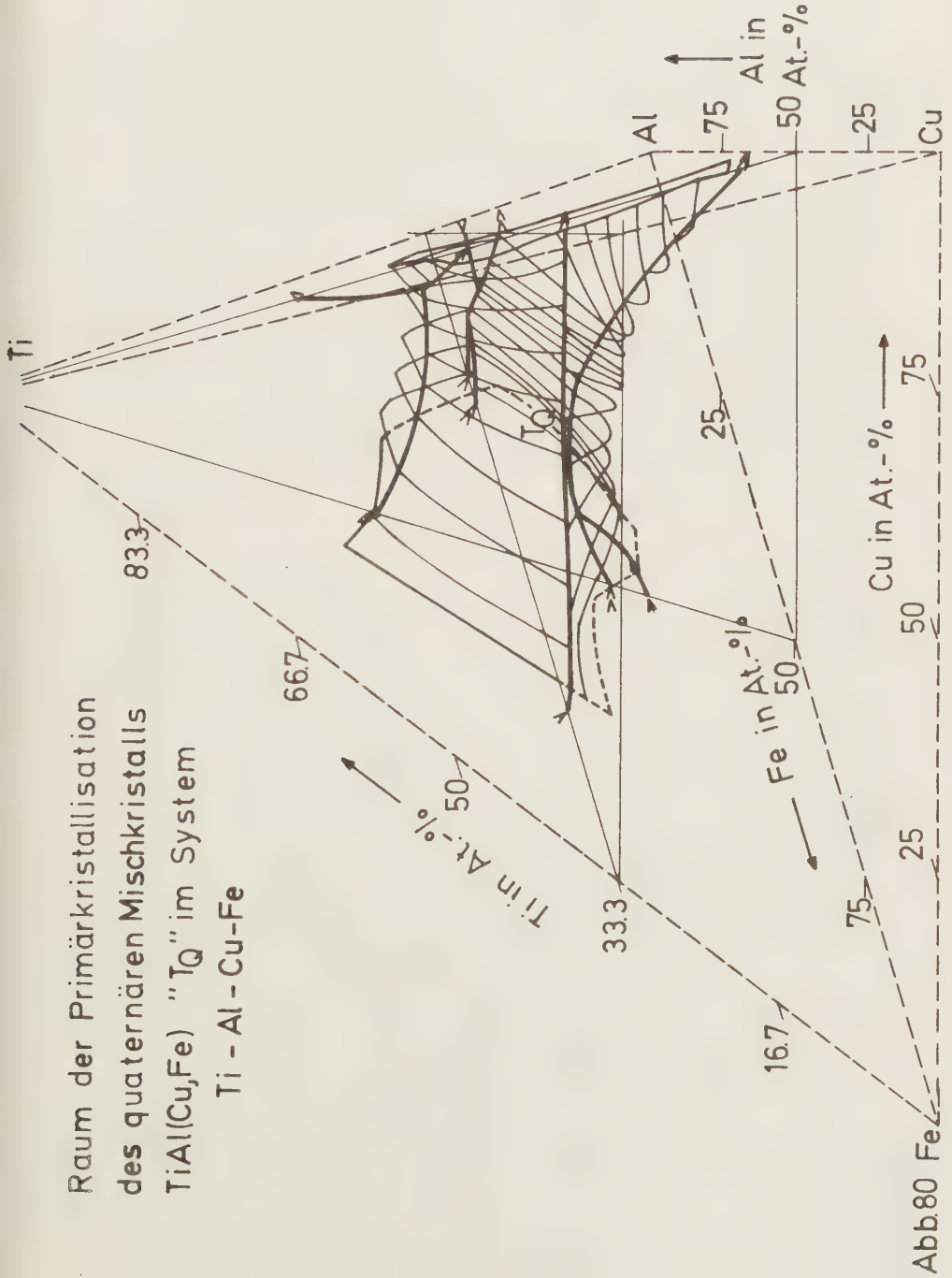
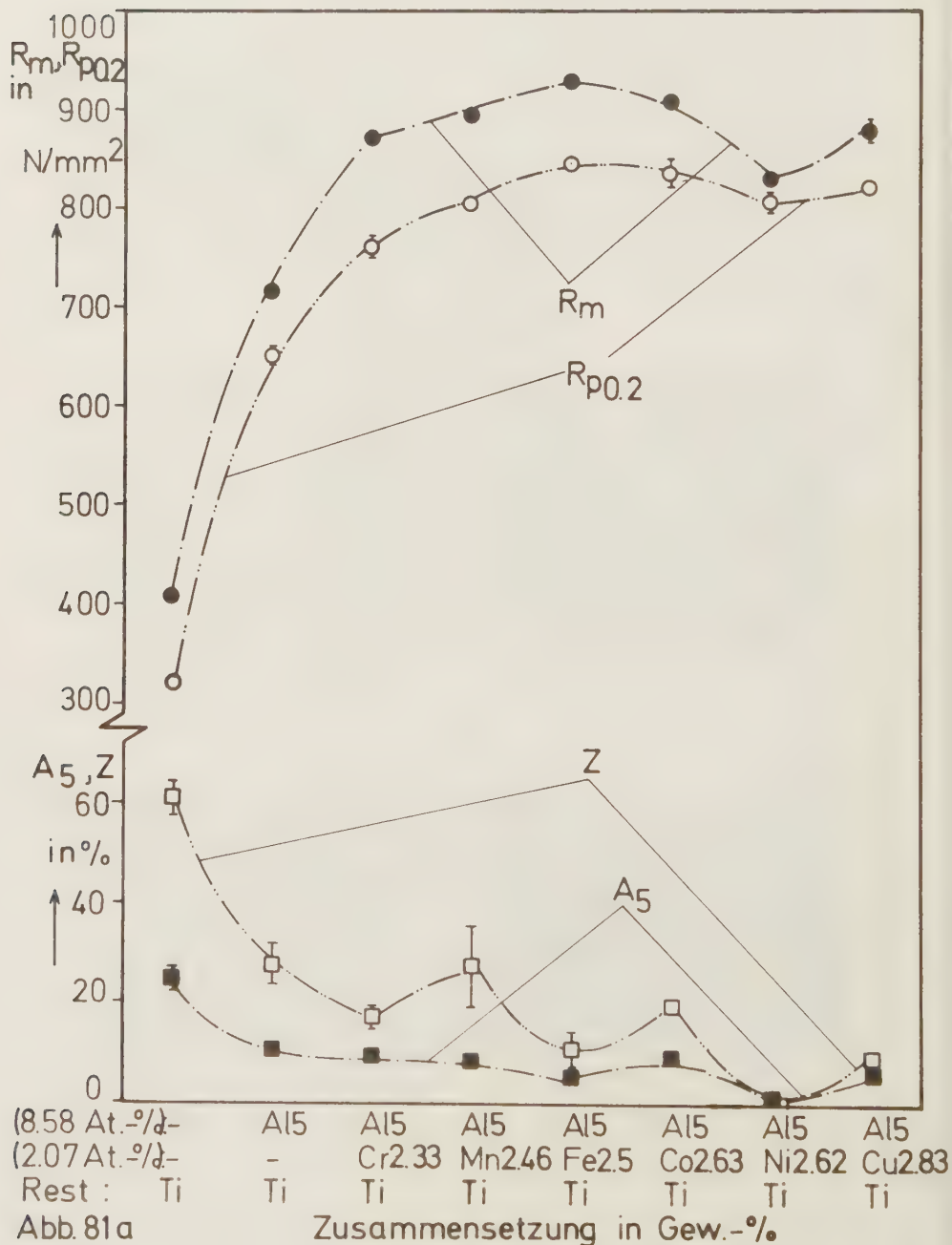


Abb. 80

Mechanische Eigenschaften von Titanguß und binären und ternären Titangußlegierungen



Mechanische Eigenschaften von ternären und quaternären Titangußlegierungen

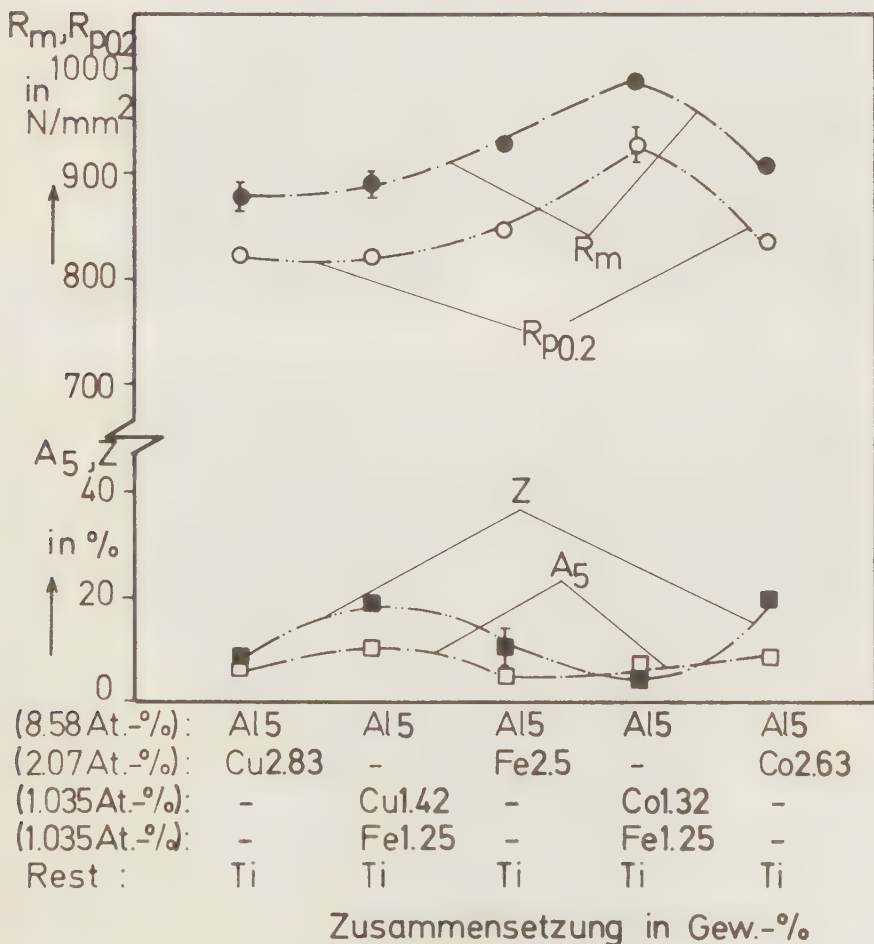


Abb. 81b



Abb.82: TiAl5Cr2.33, Guß
martensitisch ausgebildete
 α -Ti-MK-Platten

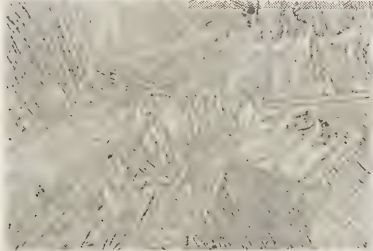


Abb.84: TiAl5Co2.63, Guß
 β/α -Umwandlungsgefüge



Abb.86: TiAl5Cu2.83, Guß
 β/α -Umwandlungsgefüge

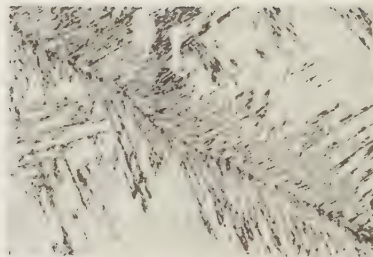


Abb. 83: TiAl5Mn2.46, Guß
an Korngrenzen be-
ginnende α -Ti-MK-Umwandlung

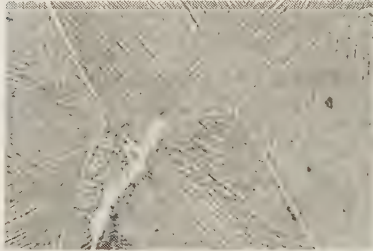


Abb. 85: TiAl5N12.62, Guß
 β/α -Umwandlungsgefüge



Abb. 87: TiAl5Co1.32Fe1.25, Guß
 β/α -Umwandlungsgefüge

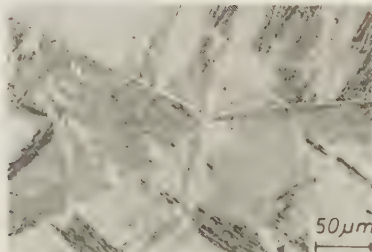


Abb. 88: TiAl5Cu1.42Fe1.25
 β/α -Umwandlungsgefüge

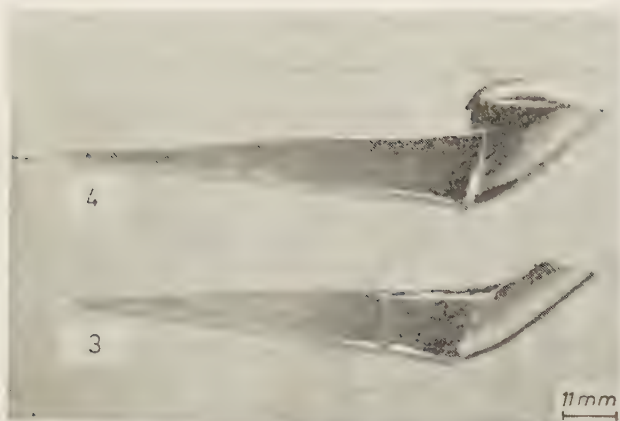


Abb. 89a



Abb. 89b

Abb. 89a und b: Gießkeile aus Titan technischer Reinheit und TiAl6V4

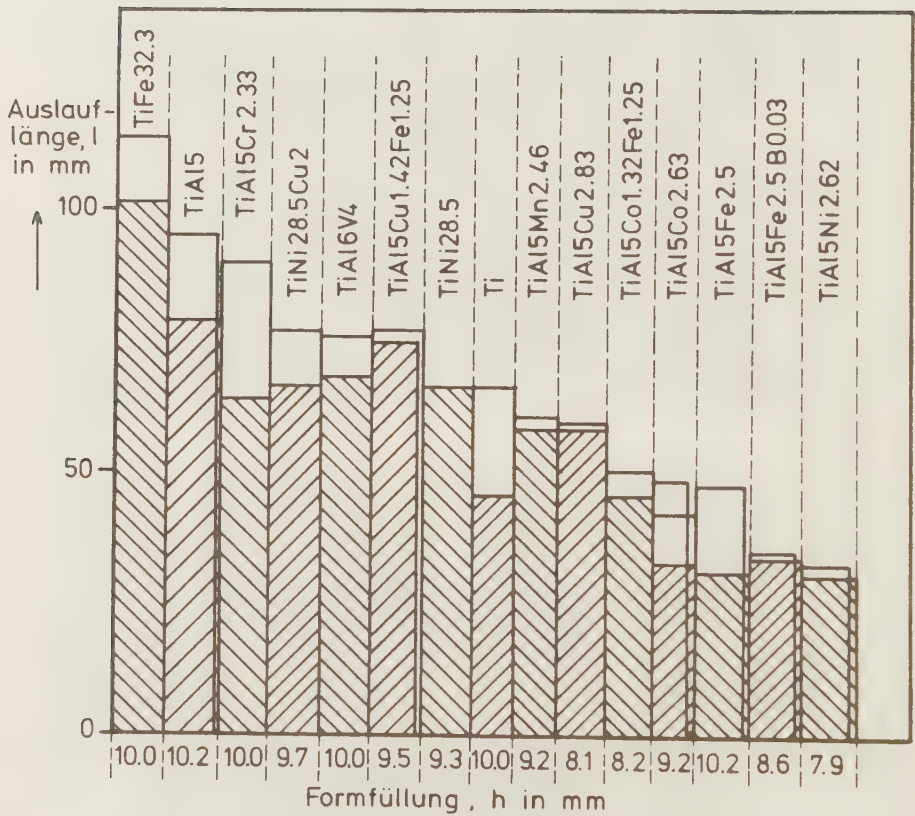


Abb.90

Auslauf-länge und Formfüllung der Gießspirale von Titan techn. Reinheit und 14 Titanlegierungen (nicht schraffierter Bereich : Fehlerbreite)

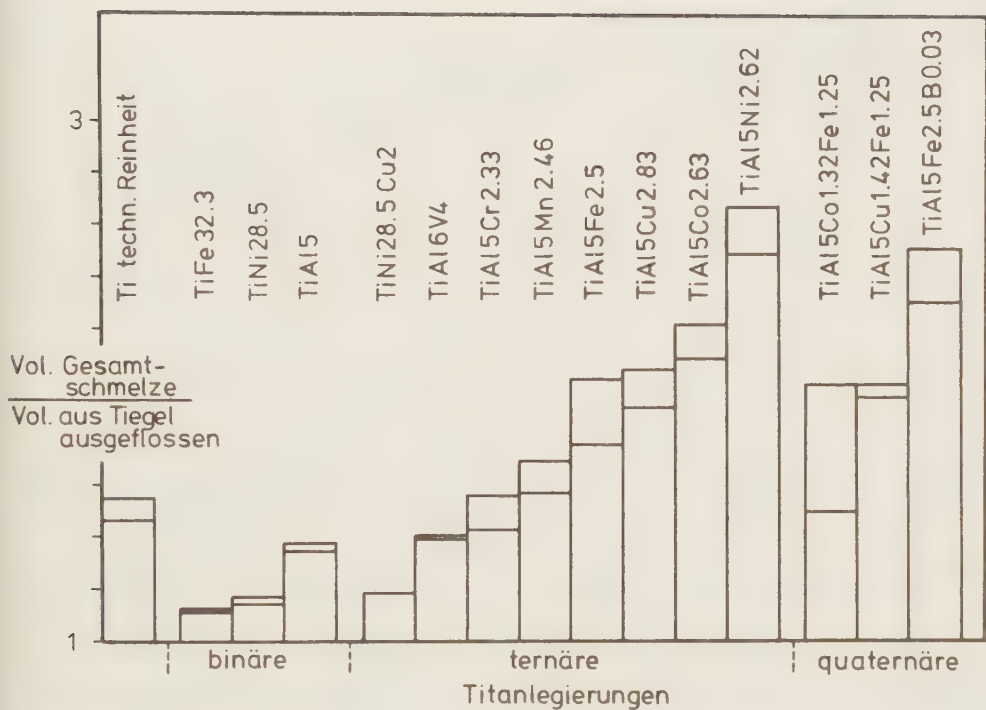


Abb.91

Verhältnis von Volumen der Gesamtschmelze zu aus dem Schmelztiegel ausgeflossenen Volumen bei Titan und verschiedenen Titanlegierungen

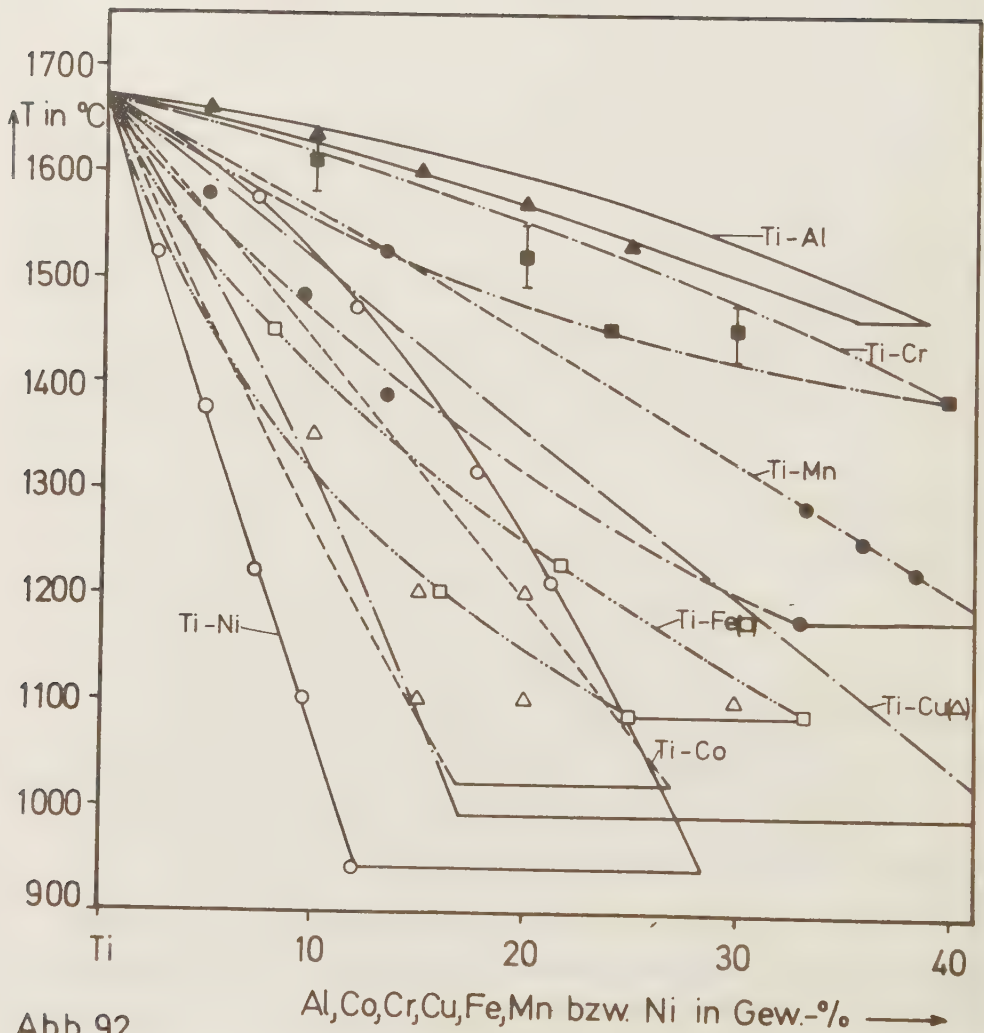


Abb. 92

Primärkristallisationsbereich des β -Titanmischkristalls
in den Systemen Ti-Al⁶⁰⁾, Ti-Co¹⁵⁾, Ti-Cr⁵⁴⁾, Ti-Cu⁶⁸⁾,
Ti-Fe⁵⁴⁾, Ti-Mn⁶⁹⁾ und Ti-Ni⁵⁵⁾

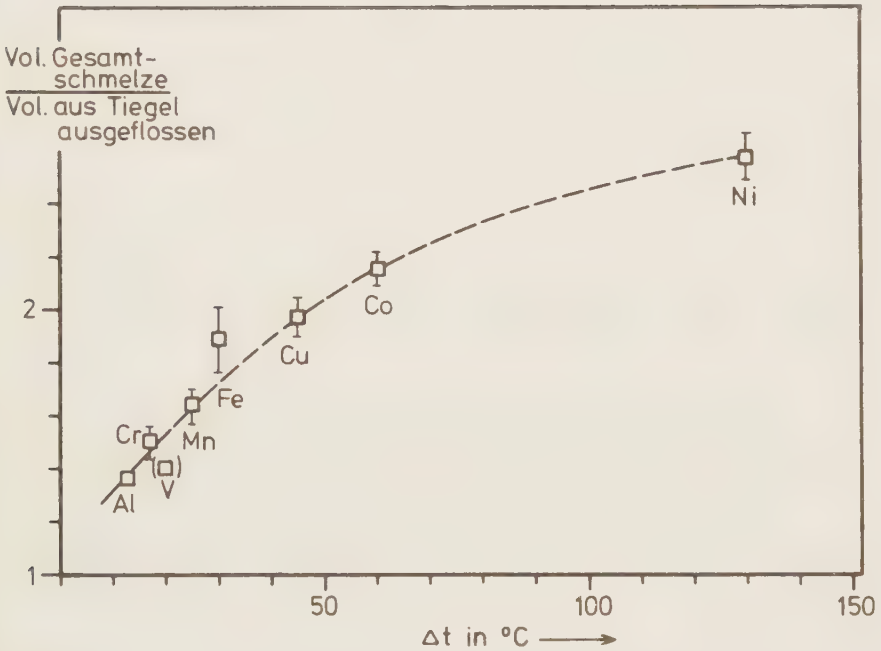


Abb.93

Verhältnis von Volumen der Gesamtschmelze zu aus dem Schmelztiegel ausgeflossenen Volumen in Abhängigkeit des aus den jeweiligen binären Systemen Ti-x (mit $x = \text{Al, Co, Cr, Cu, Fe, Mn, Ni}$) errechneten Erstarrungsintervalls der Legierung (Erstarrungsintervall = Temperaturdifferenz zwischen Liquidus- und Soliduslinie)

Mein Dank gilt

Herrn Prof. Dr. U. Zwicker für die Betreuung und Förderung dieser Arbeit durch zahlreiche Anregungen,

allen Mitarbeitern des Lehrstuhls Werkstoffwissenschaft (Metalle) für ihre bereitwillige Unterstützung bei der Durchführung der Experimente, insbesondere Herrn W. Jenke für die Anfertigung von Gießvorrichtung und Kokillen und Herrn R. Malter für das Erschmelzen einer großen Zahl von Legierungen und Mithilfe bei den Gießversuchen.

Lebenslauf

Angelika Seibold, geb. Scheidt
geboren am 19.1.1951
in Nürnberg
Eltern Ing.grad. Helmut Scheidt
Erika Scheidt, geb. Jung
Familienstand verheiratet seit 14.12.1973 mit
Dipl.-Mathematiker Hubert Seibold
1957 - 1961 Besuch der Volksschule in Nürnberg
1961 - 1969 Besuch des Neusprachlichen Zweiges des
Labenwolfgyrnasiums in Nürnberg
28.6.1969 Reifeprüfung
1969 - 1974 Studium der Fachrichtung Werkstoff-
wissenschaften an der Universität
Erlangen - Nürnberg
Oktober 1971 Diplom-Ingenieur-Vorprüfung
31.5.1974 Diplom-Ingenieur-Hauptprüfung
Abschlußrichtung: Werkstoffkunde und
Technologie der Metalle
Diplomarbeit: Untersuchungen von Phasen-
gleichgewichten des ternären Systems
Aluminium-Eisen-Titan und Prüfung der
mechanischen Eigenschaften von titan-
reichen Legierungen
1.9.-31.12.1974 Technische Angestellte
und
1.1.1975 - Verwalterin der Dienstgeschäfte eines
31.5.1976 Wissenschaftlichen Assistenten
und
1.6.1976 Wissenschaftliche Assistentin
am Lehrstuhl Werkstoffwissenschaft
(Metalle), Prof. Dr. U. Zwicker,
Institut für Werkstoffwissenschaften,
Friedrich-Alexander- Universität,
Erlangen - Nürnberg

Copy-Center 2000

852 ERLANGEN · Obere Karlstr. 30
Tel. 09131-26197